E 3280

METALURGIA

1

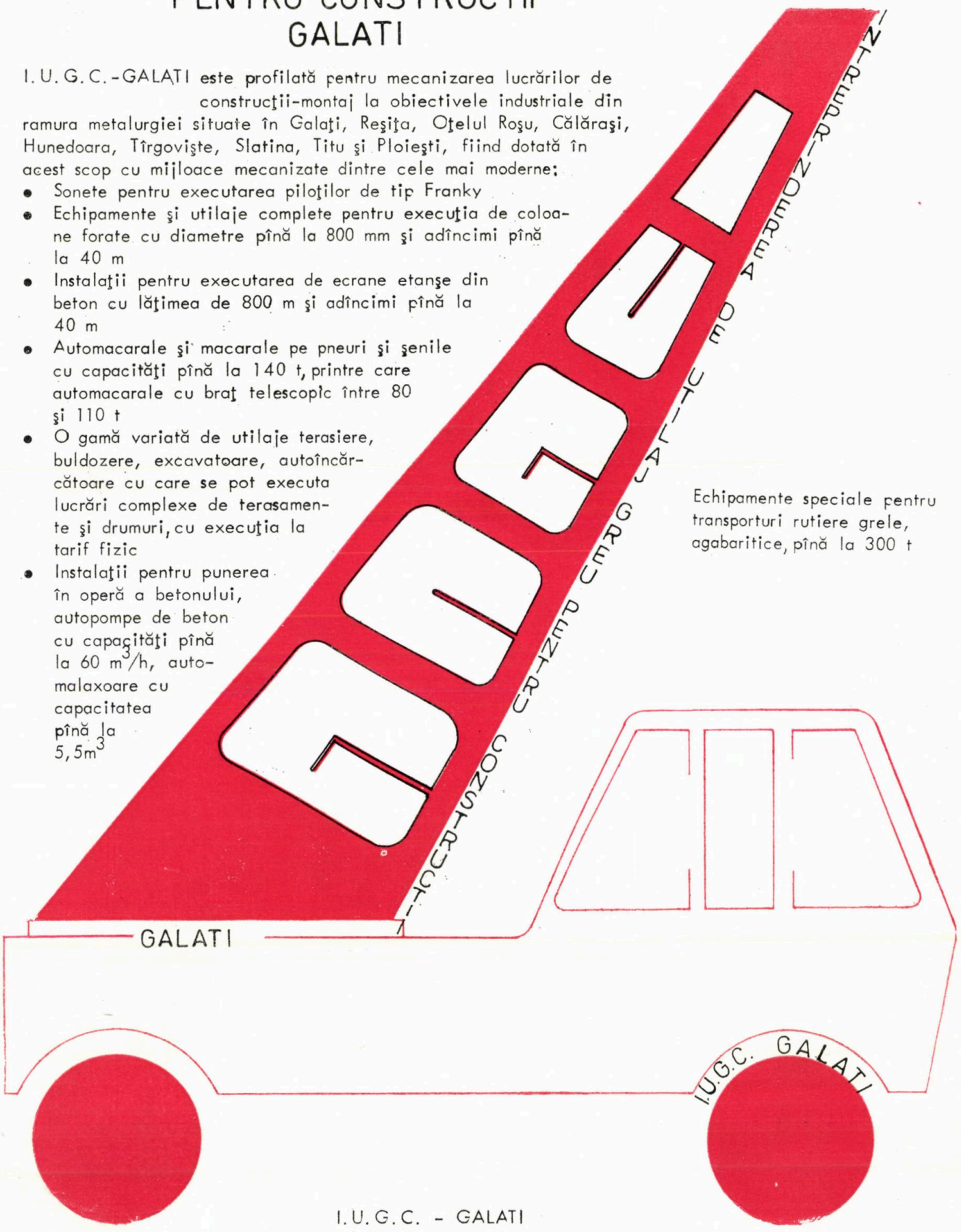
METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVII • NR. 1 • IANUARIE 1985

INTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCTII GALATI

I. U. G. C. - GALAŢI este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcţii-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galaţi, Reşiţa, Oţelul Roşu, Călăraşi, Hunedoara, Tîrgovişte, Slatina, Titu şi Ploieşti, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne:

- Sonete pentru executarea piloţilor de tip Franky
- Echipamente şi utilaje complete pentru execuţia de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- Instalaţii pentru executarea de ecrane etanşe din beton cu lăţimea de 800 m şi adîncimi pînă la 40 m
- Automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacităţi pînă la 140 t, printre care automacarale cu braţ telescopic între 80 şi 110 t
- O gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care se pot executa lucrări complexe de terasamente şi drumuri, cu execuţia la tarif fizic
- Instalaţii pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacităţi pînă la 60 m^3/h, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3

Echipamente speciale pentru transporturi rutiere grele, agabaritice, pînă la 300 t



I. U. G. C. - GALAŢI
Sos. Smîrdan nr. 2
Telefon 30031

METALURGIA

Anul 37 Nr. 1 Ianuarie 1985

CUPRINS

Mazur, Margareta, Forizs, Șt., Marcu, T., Bilgăr, D. și *Rusu, V.* : **Influența măcinării individuale a componenților asupra caracteristicilor tehnice și tehnologice ale acestora pe principalele fracțiuni granulometrice** 5

Berceanu, E., Butnariu, I., Mustață, C. T. și *Ivănescu, Al.* : **Posibilități de reducere a consumului de fontă lichidă la elaborarea oțelului în convertizorul cu oxigen de tip LD** 9

Cândea, S., Deaconescu, Florina, Gheorghe, Maria și *Bulhac, D.* : **Considerații privind acțiunea zgurei bazice asupra unor mase refractare exprimate în sistemul $Al_2O_3-SiO_2$** 13

Apa, L. : **Stabilirea prin calcul a influenței elementelor de aliere asupra solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid** 20

Coman, Gh. și *Dima, A.* : **Considerații privind exploatarea eficientă a cuptoarelor industriale** 25

Șaban, R. și *Suciu, M. V.* : **Cercetări experimentale privind morfologia carburilor la deformarea plastică a unui oțel rapid microaliat cu niobiu** 27

Teodorescu, M., Doniga, A., Ivănescu, A. și *Nesteanu, I.* : **Aspecte economice privind utilizarea semifabricatelor cu prelucrabilitate diferențiată pentru ambutisare** 31

Ștefănescu, Fl. și *Bratu, C.* : **Cercetări privind influența vibrării asupra compactității aliajelor turnate** 36

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Haltrich, K. și *Constantin, Florica* : **Oboseala termică a fontelor cu grafit lamelar ne-sau modificat, vermicular și nodular** 39

Isac, Mihaela, Răduceanu, Doina și *Sirghe, Elena* : **Cercetări privind morfologia și cinetica procesului de cementare cu carbon în atmosferă controlată a oțelului OLC 15 microaliat cu Nb** 43

Wanyorek, C. : **Saltul calitativ de la conceptul static la conceptul dinamic — factor de progres în teoria și practica metalurgică** 46

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Pumnea, C. și *Niculescu, T.* : **Tehnologii neconvenționale de acoperire metalică prin pulverizare catodică (II)** 51

RECENZII 19, 35

DOCUMENTARE 8, 26

REVISTA REVISTELOR 50

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Redactor : G. COJOCARIU
Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I.P. „Informația" — c. 2663

CONTENTS

DC : 662.741.3

Mazur, Margareta, Forizs, Șt., Marcu, T., Bilgăr, D. and *Rusu, V.* : **The influence of individual crushing components on their technical and technological characteristics for the main granulometric fractions]**

The paper analyses the variation of certain characteristics of mineral coal used in the complex coking charge, the possibility of crushing and the practical measures which derive from the study.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 5—8

DC : 669.184.244

Berceanu, E., Butnariu, I., Mustață, C. T. and *Ivănescu, Al.* : **Ways for the hot iron ratio reduction in the basic oxigen steelmaking**

The paper presents the influence of some factors (the increasing enthalphy of the hot iron and scrap), the additional burning of CO up to CO_2, the blowing of some auxiliary fuels into metallic bath) on the hot metal ratio in BOF basic oxygen steelmaking. The results of some experiences under industrial conditions with 180 t nominal capacity are presented.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 9—12

DC : 666.76 : 669.187.28

Cândea, S., Deaconescu, Fllorina, Gheorghe, Maria and *Bulhac, D.* : **Considerations regarding the basic slag action on some refractory masses from $Al_2O_3 - SiO_2$ system**

The paper presents the results obtained by the investigation methods —the X-ray diffraction and the optic microscopy. The authors show that the product of the chemical interraction of solid gehlenit-akermanit solution results esspecially in the interface area with the slag from refractory materials with a higher Al^2O_3 content.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 13—19

DC : 669.18

Apa, L. : **The calculation of the influence of the alloying elements on N and H_2 solubility in liquid steel**

The author suggests a simplified calculation for the activity coefficient of N and H_2 solved in alloyed steel at 1600°C using the equivalence of the concentrations. Silicon is taken as equivalent element ; the equivalence factors of the concentrations for the different alloy elements and the value of the activity coefficients are calculated taking into account the concentration of the alloy elements.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 20—24

DC : 669.041 : 621.311.152

Coman, V. H. and *Dima, A.* : **Considerations on the efficient operation of industrial scale furnaces**

The authors present the main ways of reducing the energy rate in heating furnaces, the ways of obtaining important energy saving in furnaces operations by applying the ,,know-how'' type method.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 25—26

DC : 539.374 : 669.14.018.252.3

Șaban, R. and *Suciu, M. V.* : **Experimental researches on the morphology of carbides during the plastic deformation of a niobium microalloyed high-speed steel**

The paper presents the experimental researches obtained in the first stage on the plastic deformation and previous heat treatment of a niobium -alloyed high-speed steel containing few alloy elements.

The authors point out the size distribution of forged and cast carbides as compared to conventional high-speed steels.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 27—30

DC : 621 :983.3

Teodorescu, M., Doniga, A., Ivănescu, A. and *Neșteanu, I.* : **Economic aspects regarding the semi-finished materials with different deep-drawing workability**

The paper presents the conclusions of researches which established some methods for the workability of the stamping quality sheet.

The authors suggest a classification of the stamping parts by taking into account their degree of complexity. In this way the different use of the semi- finished materials for the auto parts leads to the manufacturing of suitable parts of more economical materials.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 31—35

DC : 621.74 : 534.1

Ștefănescu, Fl. and *Bratu, C.* : **Researches regarding the influence of vibration on cast alloy compactness**

The paper presents the influence of the mechanical vibration on cast alloy compactness. Two original facilities are presented, one of them permitting the achievment of the vibrations in different directions.

The paper also includes the experimental data obtained when some nonferrous alloys are cast.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 36—38

DC : 539.434 : 669.13

Dinescu, L., Crăciunescu, T., Haltrich, K. and *Constantin, Florica* : **The thermal fatigue of cast iron with modified or unmodified lamellar graphite and vermicular and nodular graphite**

The authors point out the fact that the knowledge of the thermal fatigue resistance of the materials is very important for the selection of the suitable type of material as far as the loading conditions are concerned.

The paper, consisting of two parts, presents the results of the thermal fatigue behaviour of vermicular graphite irons in comparison with lamellar graphite cast irons or modified and nodular graphite irons.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 39—42

DC : 669.141.32 : 669.293

Isac, Mihaela, Răducanu, Doina and *Sirghe, Elena* : **Researches on the morphology and kineties of the carbon cementing process in a controlled atmosphere for the niobium microalloyed OLC 15 steel.**

The paper presents certain considerations on the application of niobium microalloying at cementing steels. The authors presents the form and the conditions in which Nb is efficient in grainsize reducing of the OLC 15 cementing steel at carbon cementing process in a controlled atmosphere with CH_4, which takes place at temperatures up to 1000°C.

Furthermore, the authors present the influence of Nb on the morphology and kinetics of the carbon cementing process applied to Nb microalloyed OLC 15 steel, as compared to OLC 15 steel.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 43—45

DC : 621.793.71

Wanyorek, C. : **The qualitative development from the statie concept to the dynamic concept — a progressive factor in the metallurgical theory and practice**

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 46—50

DC : 621.793.71

Pumnea, C. and *Niculescu, T.* : **Nonconventional technologies for metallic coating by cathodic spraying**

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 51—56

INHALT

DK : 662.741.3

Mazur, Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T., Bilgăr, D. und *Rusu, V.* : **Der Einfluss der individuellen Mahlung der Bestandteile auf deren technische und technologische Eigenschaften, für die wichtigsten Kerngrössenklassen**

Der Artikel behandelt die Eigenschaftsveränderungen der bei der komplexen Verkokungsbeschickung verwendeten Steinkohle, sowie deren Feinbarkeit. Zugleich werden die praktischen, aus dieser Analyse hervorgehenden Massnahmen angeführt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 5—8

DK : 669.184.244.86

Berceanu, E., Butnariu, I., Mustață, C.T. und *Ivănescu, Al.* : **Möglichkeiten zur Herabsetzung des flüssigen Gusseisenverbrauchs bei der Stahlherstellung im LD Sauerstoffkonverter**

Der Artikel analysiert den Einfluss einiger Faktoren (der Steigerung der Flüssigstahl — und Schrottenthalpie, der zusätzlichen Verbrennung von CO zu CO_2, der Einführung von zusätzlichem Brennstoff in das Metallbad auf den spezifischen Verbrauch von flüssigem Gusseisen bei der Sauerstofferzeugung im LD Sauerstoffkonverter. Es werden die Ergebnisse einiger Versuche angeführt, die von den Autoren in 180 t — Betriebskonvertern durchgeführt worden sind.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 9—12

DK : 666.76 : 669.187.28

Cândea, S., Deaconescu, Florina, Gheorghe, Maria und *Bulhac, D.* : **Betrachtungen über die Wirkung der basischen Schlacken auf die Feuerfestmassen des Al_2O_3—SiO_2-Systems**

In der Arbeit werden die Ergebnisse der mit Hilfe der Röntgenstrahlen und des Lichtmikroskops durchgeführten Untersuchungen besprochen. Man hat festgestellt, dass das Produkt dynamischer Wechselwirkung von festen Lösungen: Gehlenit — Akermanit besonders in der Kontaktzone zwischen Schlacke und Feuerfeststoffen mit hohem Al_2O_3—Gehalt entsteht.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 13—19

DK : 669.18

Apa, L. : **Die rechnerische Festlegung des Legierungselementeneinflusses auf die Stickstoff — und Wasserstofflöslichkeit im Flüssigstahl.**

Der Artikel schlägt eine vereinfachte Methode vor für die Berechnung des Aktivitätskoeffizienten des im 1600°C legierten Stahl gelösten Wasser- und Stickstoffs, unter Anwendung der Konzentrationsäquivalenten. Man nimmt als Äquivalent Silizium, man stellt die Äquivalenzfaktoren der Konzentrationen für die verschiedenen Legierungselemente fest, und man berechnet den Wert der Aktivitätskoeffizienten $\gamma_X^{Y_i}$ in Abhängigkeit von der Legierungselementenkonzentration.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 20—24

DK : 669.041 : 621.311.152

Coman, Gh. und *Dima, A.* : **Betrachtungen über den wirtschaftlichen Betrieb der Industrieöfen**

Es werden die Hauptmöglichkeiten zur Verringerung des Energieverbrauches der Heizöfen behandelt, sowie die Wege zur Erzielung wichtiger Energieersparnisse beim Ofenbetrieb, durch die Anwendung von ,,to know how" — Technologien.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 25—26

DK : 539.374 : 669.14.018.252.3

Şaban, R. und *Suciu, M. V.* : **Experimentelle Forschungen über die Morphologie der Karbide bei der plastischen Verformung des mit Niobium mikrolegierten Stahles**

Der Artikel bringt die Ergebnisse der ersten experimentellen Forschungen, die bezüglich der plastischen Verformung und der thermischen Vorbehandlung des mit Niobium mikrolegierten Schnellstahles mit niedrigem Legierungselementengehalt durchgeführt wurden.

Es wurden die Grösse und die Verteilung der Karbide im gegossenen und gepressten Zustand, im Vergleich zu den herkömmlichen Schnellstählen untersucht.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 27—30

DK : 621 : 983.3

Teodorescu, M., Daniga, A., Ivănescu, A. und *Nesteanu, I.* : **Wirtschaftliche Aspekte der Verwendung von Halbzeugen mit differenzierter Verarbeitbarkeit beim Pressziehen.**

Die vorliegende Arbeit führt die Forschungsergebnisse vor, für die Bestimmung der Verarbeitbarkeit des Pressziehbleches.

Man schlägt eine Klassifizierung der Pressteile vor je nach ihrem Komplexitätsgrad. Auf diese Weise wird der differenzierte Gebrauch der Halbzeuge die Herstellung von entsprechenden Autoteilen aus wirtschaftlicheren Stoffen sichern.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 31—35

DK : 621.74 : 534.1

Ştefănescu, Fl. und *Bratu, C.* : **Forschungen über den Einfluss der Schwingungen auf die Verdichtung der Gusslegierungen**

Die Arbeit analysiert den Einfluss der mechanischen Schwingungen auf die Verdichtung der gegossenen Legierungen. Es werden zwei originelle Anlagen vorgestellt, von denen eine Schwingungen in mehrere Richtungen erzeugt.

Zugleich enthält der Artikel experimentell erzielte Daten über das Giessen von Nichteisenlegierungen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 36—38

DK : 539.434 : 669.13

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Haltrich, K. und *Constantin, Florica* : **Die thermische Ermüdung der Gusseisen mit verändertem oder unverändertem Lamellengraphit, Vermikular- und Kugelgraphit (I)**

Das Kennen der thermischen Ermüdungsfestigkeit der Stoffe ist besonders wichtig für die Auswahl der zutreffenden Stoffe hinsichtlich der Beanspruchungsbedingungen.

Die Arbeit (bestehend aus zwei Teilen) führt die Ergebnisse des thermischen Ermüdungsverhaltens des Gusseisens mit Vermikulargraphit im Gegensatz zu dessen des Gusseisens mit Lamellengraphit bzw. mit Kugelgraphit vor.

Der erste Teil der Arbeit behandelt das Oxydationsverhalten der untersuchten Gusseisen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 39—42

DK : 669.141.32 : 669.293

Isac, Mihaela, Răducanu, Doina und *Sîrghe, Elena* : **Studien über die Morphologie und die Kinetik des Einsatzhärtungsprozesses mit Kohlenstoff und kontrollierter Atmosphäre bei der Erzeugung des mit Nb mikrolegierten OLC 15 Stahles**

Diese Arbeit bringt einige Betrachtungen über die Anwendung der Mikrolegierung mit Niobium bei Einsatzstählen. Es werden die Form und die Bedingungen angeführt, in denen Nb bei der Kornfeinung des OLC 15 Einsatzstahles, bei der Kohlenstoffeinsatzhärtung mit CH_4 Zusatz in kontrollierter Atmosphäre und bei Temperaturen bis zu 1000°C wirksam ist.

Zugleich wird der Einfluss von Nb auf die Morphologie und der Kinetik des Einsatzhärtungsprozesses mit Kohlenstoff des mit Nb mikrolegierten OLC 15 Stahles im Vergleich zum OLC 15 Stahl analysiert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 43—45

DK : 669.017

Wanyorek, C. : **Die qualitative Entwicklung vom statischen zum dynamischen Konzept — ein Fortschrittsfaktor in der metallurgischen Theorie und Praxis.**

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 46—50

DK : 621.793.71

Pumnea, C. und *Niculescu, T.* : **Nichtklassische Metallbeschichtungstechnologien durch kathodische Zerstäubung (II)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 51—56

SOMMAIRE

CD : 662.741.3

Mazur, Margareta, Forizs, Şt. Marcuţ, T., Bilgăr, D. et *Rusu, V.* : **L'influence du broyage individuel des composants sur leurs caractéristiques techniques et technologiques pour les principales fractions granulométriques**

On analyse la variation de certaines caractéristiques techniques des houilles utilisées dans la charge complexe de cokéfaction, leur capacité de broyage et on présente les mesures pratiques qui découlent de l'analyse effectuée.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 5—8

CD : 669.184.244.86

Berceanu, E., Butnariu, I., Mustaţă, C. T., Ivănescu, Al. : **Possibilités de réduire la consommation de fonte liquide à l'élaboration de l'acier en convertisseurs LD**

On analyse l'influence de certains facteurs (l'augmentation de l'enthalpie de la fonte liquide et des ferrailles, la transformation $CO \rightarrow CO_2$, l'injection dans la bain métalique de certains combustibles auxiliaires etc.) sur la consommation spécifique de fonte liquide à l'élaboration de l'acier en convertisseurs LD. On présente les résultats des expériences effectuées par les auteurs en conditions industrielles sur des convertisseurs ayant une capacité nominale de 180 t.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 9—12

CD : 666.76 : 669.187.28

Cândea, S., Deaconescu, Florina, Gheorghe, Maria et *Bulhac, D.* : **Considérations concernant l'action de la scorie basique sur les masses réfractaires du système $Al_2O_3-SiO_2$**

On présente les résultats obtenus par les méthodes d'investigation—diffraction à rayons X et microscopie optique. On a constaté que le produit d'intéraction chimique (solution solide) gehlenit-akermanit se forme dans la zone de séparation avec la scorie des réfractaires qui ont un contenu plus élevé de Al_2O_3.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 13—19

CD : 669.18

Apa, L. : **La détermination par calcul de l'influence des éléments d'alliage sur la solubilité du nitrogène et de l'hidrogène dans l'acier liquide**

On propose une méthode simplifiée de calcul des coefficients d'activité pour l'hidrogène et le nitrogène dissous dans l'acier allié à 1600°C, en utilisant l'équivalence des concentration. En prenant pour élement d'équivalence le silice, on établi les facteurs d'équivalence des concentrés pour différents éléments d'alliage et on calcule la valeur des coefficients d'activité γ_X^{Yi} en fonction de la concentrationd es éléments d'alliage.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 20—24

CD : 669./41 : 621.311.152

Coman, Gh. et *Dima, A.* : **Considérations concernant l'exploitation efficace des fours industriels**

On présente les principales modalités de réduction de la consommation d'énergie dans les fours de réchauffage et les directions d'obtenir d'importantes économies d'énergies dans l'exploitation des fours, en utilisant la méthodologie de type „know how".

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 25—26

CD : 539.374 : 669.14.018.252.3

Şaban, R. et *Suciu, M. V.* : **Recherches expérimentales concernant la morphologie des carbures pendant la déformation plastique d'un acier rapide mieroallié au niobium**

On présente les résultats des recherches expérimentales concernant la déformation plastique et le traitement thermique préliminaire d'un acier rapide à bas contenu d'éléments d'alliage, allié au niobium.

On analyse la dimension et la distribution des carbures en état coulés et forgés par rapport aux aciers rapides classiques.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 27—30

CD : 621.983—3

Teodorescu, M., Doniga, A., Ivănescu, A. et *Neşteanu, I.* : **Aspects économiques concernant l'utilisation des demi-produits à usinabilité différenciée pour emboutissage**

L'article présente les conclusions des recherches effectuées en vue d'établir des méthodes pour déterminer l'usinabilité des tôles d'emboutissage. On propose une classification des répères emboutissés en fonction de leur degré de complexité. C'est ainsi que par l'utilisation différenciée des demi-produits pour les répères auto, on pourrait assurer la réalisation de certaines pièces similaires en utilisant des matériaux plus économiques.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 31—35

CD : 621.74 : 534.1

Ştefănescu, Fl. et *Bratu C.* : **Recherches concernant l'influence de la vibration sur la compactité des alliages coulés**

L'article analyse l'influence de la vibration mécanique sur la compactité des alliages coulés. On présente deux installations originales, une de ces installations permettant la réalisation de vibrations en plusieurs directions.

Les auteurs présentent aussi des données expérimentales obtenues dans le cas de la coulée des alliages non-ferreux.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 36—38

CD : 539.434 : 669.13

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Haltrich, K. et *Constantin, Florica* : **La fatigue thermique des fontes à graphite lamellaire non modifié ou modifié, vermiculaire et nodulaire (I)**

La connaissance de la résistance à la fatigue thermique des matières est très importante, parce qu'elle contribue à choisir le type adéquat de matériaux, en fonction des conditions de sollicitation.

L'article composé de deux parties présente les resultats du comportement à la fatigue thermique des fontes à graphite vermiculaire en comparaison aux fontes à graphite lamellaire ou modifié et nodulaire.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 39—42

CD : 669.141.32 : 669.293

Isac, Mihaela, Răducanu, Doina et *Sirghe, Elena* : **Recherches concernant la morphologie et la cinétique du processus de cémentation à carbone dans l'atmosphère contrôllée de l'acier OLC 15 microallié au niobium**

On présente quelques considérations concernant l'application du microalliage au niobium aux aciers de cémentation. Les auteurs présentent la forme et les conditions dans lesquelles le niobium est efficace pour la réduction de la granulation de l'acier de cémentation OLC 15, pour la cémentation par carbone en atmosphère contrôlée à CH_4.

On présente aussi l'influence de Nb sur la morphologie et la cinétique du processus du cémentation par carbone de l'acier OLC 15 microallié au Nb en comparaison à l'acier OLC 15.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 43—45

CD : 621.73.71

Wanyorek, C : **Le développement qualitatif du concept statique au concept dynamique — facteur de progrès dans la théorie et la pratique métallurgique**

Metalurgia 37 (1985), nr 1, p. 46—50

CD : 621.793.71

Pumnea, C. et *Niculescu, T.* : **Technologies non conventionnelles de revêtement métallique par pulvérisation cathodique (II)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 51—56

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.741.3

Мазур, Маргарета, Фориш, Ш., Марку, Т., Былгэр, Д. и *Русу, В.:* **Влияние отдельного измельчения составляющих на их технические и технологические характеристики на основные гранулометрические фракции**

В работе анализированы вариации характеристик каменного угля, используемых в коксующей комплексной плавке УКК—Кэлан, их измельчаемость, и представлены практические меры, вытекающие из проведенного анализа.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 5—8

ДК: 669.184.244.86

Берчеану, Е., Бутнарю, И., Мустаце, К. и *Ивэнеску, А.:* **Возможности снижения расхода жидкого чугуна при выплавке стали в кислородном конвертере типа ЛД**

Статья анализирует влияние факторов (повышение энтальпии жидкого чугуна и скрапа, превращение сгоранием CO в CO_2, инъекция дополнительного топлива в металлическую ванну) на удельный расход жидкого чугуна при выплавке стали в кислородном конвертере типа ЛД. Представлены результаты проведенных опытов авторами в промышленных условиях на 180 т конвертерах.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 9—12

ДК: 666.76: 669.187.28

Кындеа, С., Деаконеску, Ф., Георге, Мария и *Булхак, Д.:* **Соображения онтосительно действия щелочного шлака на огнеупорные массы в системе Al_2O_3—SiO_2**

В работе представлены полученные результаты методами изыскания-дифракцией RX и оптической микроскопией. Установлено, что продукт химического взаимодействия типа твердого раствора: гелемит-акерманит главным образом образуется в зоне раздела со шлаком огнеупоров с более высоким содержанием Al_2O_3

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 13—19

ДК: 669.18

Апа, Л.: **Определение расчетом влияния легирующих элементов на растворимость в жидкой стали азота и водорода**

Предлогается упрощенный метод расчета коэффициента активности для водорода и азота, растворенных в легированной стали при 1600°C, применяя эквивалентность концентраций. Принимается силиций как элемент эквивалентности; определяются факторы эквивалентности концентраций для различных легирующих элементов и вычисляется значение коэффициента активности $\gamma_X^{Y_i}$ в зависимости от концентрации легирующих элементов.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 20—24

ДК:669.041:621.311.152

Коман, Г. и *Дима, А.:* **Соображения относительно эффективной эксплуатации промышленных печей**

Представлены основные способы снижения энергетического расхода на нагревательных печах и направления которыми можно получить значительные энергетические экономии, в эксплуатации печей, применяя методологию типа „toknou how".

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 25—26

ДК: 539.374 : 669.14.018.2523.

Шабан, Р. и *Сучю, М.:* **Опытные исследования морфологии карбидов при пластической деформации микролегированной ниобием быстрорежущей стали**

Работа представляет результаты опытных исследований, проведенных в первой фазе относительно пластической деформации и предварительной термической обработки быстрорежущей стали с низким содержанием легирующих элементов, легированной ниобием.

Исследованы величина и распределение карбидов в отлитой и кованом состоянии сравнительно с классическими быстрорежущими сталями.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 27—30

ДК: 621.983-3

Теодореску, М., Донига, А., Ивэнеску, А. и *Нештеану, И.:* **Экономические аспекты использования заготовок с дифференцированной обрабатываемостью для вытяжки**

Работа представляет выводы проведенных исследований в университете Галац для установления метода определения обрабатываемости листа для вытяжки. Предлогается классификация отштампованных отметок в зависимости от их степени сложности. Таким образом, дифференцированное применение заготовок для автомобильных отметок обеспечит реализование соответствующих изделий из экономичных материалов.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 31—35

ДК: 621.74: 534.1

Штефэнеску, Ф. и *Брату, К.:* **Исследование влияния вибрирования на компактность разлитых сплавов**

Работа относится к влиянию механического вибрирования на компактность отлитых сплавов. Представлены две оригинальные установки, из которых одна позволяет реализование вибраций на нескольких направлениях.

Работа также охватывает полученные опытные данные при разливке цветных сплавов.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 36—38

ДК: 539.434: 669.13

Динеску, Л., Крэчюнеску, К., Халтрих, К. и *Константин, Флорика:* **Термическая усталость чугунов с пластинчатым модифицированным или немодифицированным, вермикулярным и шаровидным графитом**

Познание сопротивления термической усталости материалов очень важное, способствуя выбору подходящего типа материала, в зависимости от условий напряжения.

Работа (составлена из двух частей) представляет результаты поведения при термической усталости чугунов с вермикулярным графитом в противоположности с чугунами с пластинчатым или с модифицированным и шаровидным графитом.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 39—42

ДК: 669.141.32: 669.293

Исак, Михаела, Рэдукану, Дойна и *Сыргэ, Елена:* **Исследования морфологии и кинетики процесса цементации углеродом в контролируемой атмосфере стали** OLC **15, микролегированной** Nb

Представлены некоторые соображения применения микролегирования ниобием цементуемой стали, форма и условия при которых Nb эффективен в уменьшении грануляции цементуемой стал OLC 15, при цементации углеродом в контролируемой атмосфере прибавкой CH_4, проведенной при температуре до 1000°C.

Также представлено влияние Nb на морфологию и кинетику процесса цементации углеродом в контролируемой атмосфере стали OLC 15, микролегированной Nb сравнительно с OLC 15.

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 43—45

ДК: 621.793.71

Ваньерек, К.: **Качественный скачок от статической концепции к динамической концепции — фактор прогресса в металлургической теории и практике**

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 46—50

ДК: 621.793.71

Пумнеа, К. и *Никулеску, Т.:* **Неусловные технологии покрытия катодным распылением (II)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 1, p. 51—56

METALURGIA 1

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Ing. Margareta Mazur, ing. Şt. Forizs, tehn. T. Mareu
C.C.P. Hunedoara
sing. D. Bilgăr şi sing. V. Rusu
U.C.C. Călan

Influenţa măcinării individuale a componenţilor asupra caracteristicilor tehnice şi tehnologice ale acestora pe principalele fracţiuni granulometrice

CZ : 662.741.3

Condiţiile specifice de materie primă şi de pregătire a şarjei de cocsificare de la noua uzină cocsochimică — Călan au impus ca, pe lîngă verificarea măcinabilităţii diferite a huilelor şi semicocsului, să se analizeze şi variaţia unor caracteristici ale componenţilor pe clase granulometrice.

O asemenea analiză în cazul unor reţete complexe de cocsificare, de la U.C.C. Hunedoara, s-a efectuat prin determinarea proprietăţilor tehnologice cu ajutorul analizei plastometrice după Sapojnicov şi a proprietăţilor de aglutinare-cocsificare după Roga.

Deoarece pe parcursul cercetărilor s-a constatat că aceste metode nu diferenţiază în suficientă măsură huilele tinere, de tipul celor din Valea Jiului, în cercetările prezente s-a folosit determinarea plasticităţii după Audibert-Arnu şi determinarea pe baza acestei metode a gradienţilor de degajarea materiilor volatile.

Scopul cercetărilor în prima fază a fost stabilirea influenţei segregării granulometrice asupra proprietăţilor tehnice şi tehnologice ale componenţilor individuali.

La început, analiza s-a extins asupra fracţiunilor înguste ale întregii game de variaţie a compoziţiei granulometrice. Ulterior, pe baza unor considerente teoretice şi practice, compoziţia granulometrică iniţială s-a împărţit în mod convenţional în 3—4 clase granulometrice cumulate, considerate caracteristice pentru diferite faze atît ale procesului de pregătire-mărunţire, cît şi pentru procesul de aglutinare-cocsificare :

— fracţia cumulată 0—0,2 mm ; 0,2—0,6 mm cu simbol de fracţie 0—0,6 mm, care reprezintă clasele granulometrice cele mai fine şi, prin urmare, cu suprafaţa specifică cea mai ridicată, datorită deschiderii excesive a granulelor;

— fracţia cumulată 1,0—1,5 mm şi 1,5—3,0 mm, cu simbol de fracţie 1—3 mm reprezintă fracţia caracteristică în care predomină procesul de aglutinare-cocsificare;

— fracţia cumulată 5—10 mm şi +10 mm cu simbol de fracţie +5 mm determină în mare măsură macro- şi microstructura cocsului.

Această fracţie are un anumit efect specific de îmbunătăţire, în ea se concentrează particule cu aglutinare bună de natură pur vitritică şi un efect cu totul diferit, negativ, dacă granulele respective reprezintă concentraţii de durit, inertinit cu predominare minerală, fără aglutinare sau cu aglutinare redusă.

Cercetările efectuate au cuprins toată gama de huile şi semicocs utilizate în şarjele complexe de la U.C.C. Călan, din care se prezintă detaliat cele referitoare la comportarea huilei de bază Coroeşti şi a degresantului artificial indigen-semicocs, din huile energetice.

Comportarea la măcinare a huilei Coroeşti

Se analizează comportarea huilei Coroeşti la o probă cu fracţii mărunte, separate înainte şi după măcinare, şi o probă cu fracţia cumulată 0—0,6 mm, după măcinare.

Variaţia caracteristicilor tehnice (A^{anh}, V^{anh}, S_T^{anh}) şi a dilatării „b" este redată în figura 1.

Din datele prezentate pe fracţii granulometrice caracteristice, rezultă următoarele :

— măcinarea separată a amestecului de huile Coroeşti (Vulcan + Paroşeni) duce la uniformizarea caracteristicilor pe clase granulometrice (fig. 1, curbele 1, a şi 2, a, caracterizează proba brută nemăcinată, iar 1, b şi 2, b, probele colectate după măcinare);

— aglutinarea cea mai slabă se observă la fracţia 0—0,2 mm, în cazul huilei nemăcinate (proba 1, a), ceea ce imprimă caracterul predo-

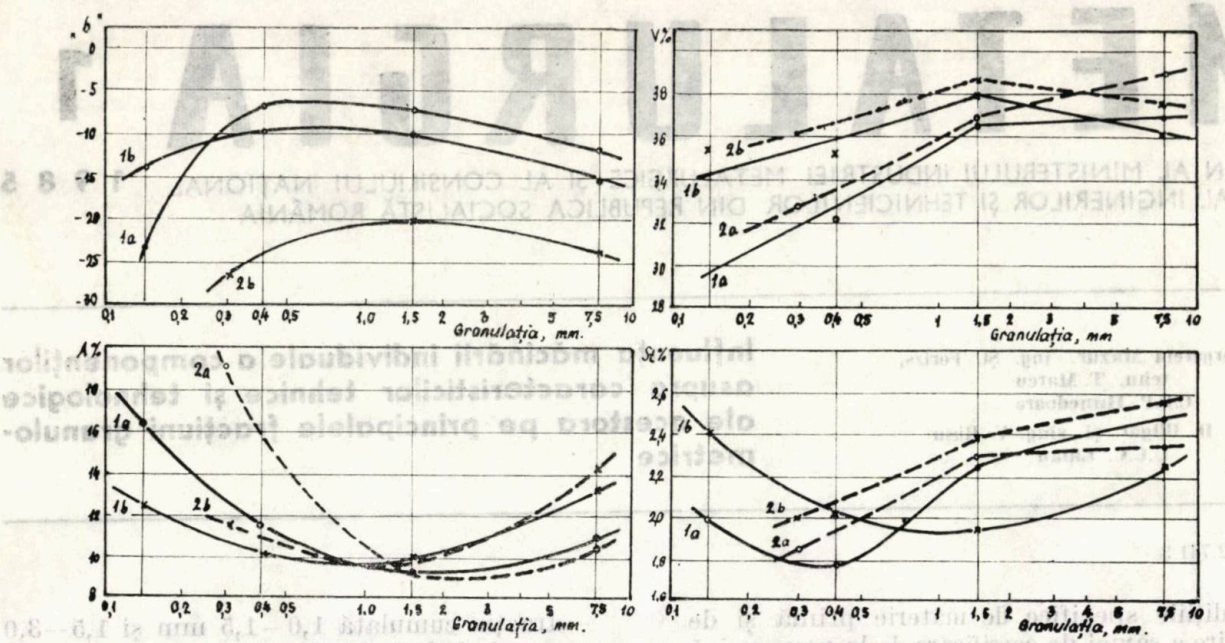


Fig. 1. Variația dilatării „*b*" și a caracteristicilor tehnice (*A*, *V*, *St*) pe clase granulometrice, la huila Coroești

minant și în cazul fracției cumulate 0—0,6 mm (proba 2, *b*);

— variația aglutinării „*b*" este în deplină concordanță cu variația caracteristicilor tehnice.

Concentrația materialelor minerale fin dispersate, caracteristică huilelor din Valea Jiului, în formă de carbagilit, duce la concentrația cenușii în fracția măruntă, îndeosebi în fracția 0—0,2 mm. Acest fapt determină, parțial, aglutinarea mai slabă a acestei fracții.

Înrăutățirea aglutinării „*b*" la fracția 0—0,2 mm se datorește și creșterii gradului de autodegresare a vitrinitului de rang inferior cu R_0 sub 0,6%. Supramărunțirea acestui vitrinit duce la creșterea excesivă a suprafeței specifice a acestor fracții;

— randamentul de materii volatile, determinat la materialul anhidru, este minim la fracțiile mărunte cu cenușă mare;

— conținutul ridicat de sulf, în fracția 0—0,2 mm, în cazul în care determinarea s-a efectuat separat pe această fracție, dovedește prezența piritei fin dispersate în materialele minerale ale componentului inert. Această creștere de sulf în fracția cea mai fină este în concordanță cu concentrarea cenușii.

În același timp, sulful total crește ca și cenușa și în fracția +5 mm. Explicația constă în faptul că, în fracția +5 mm a amestecului Coroești, se concentrează, după măcinare, granule greu măcinabile compuse din șist concentrat cu masa cărbunoasă și pirită secundară;

— neuniformitatea petrografică a celor două probe determină nivelul calitativ diferit al acestora: „*b*" = —15% și —10%, la proba 1, *b* și —26 la —20% la proba 2, *b*. Aceste diferențe sînt inexplicabile numai prin variația cenușii, dar sînt în concordanță cu variația structurii petrografice a amestecului Coroești.

Comportarea la măcinare a huilei ameliorante simbol C_1 35

Variația caracteristicilor pe fracțiuni granulometrice (fig. 2) arată segregarea puternică a acestei huile pe clase granulometrice:

— componenții petrografici aglutinanți se concentrează în fracțiile granulometrice mărunte (fracția 0—0,6 mm);

— concentrarea vitrinitului cu aglutinarea mai bună în fracțiile mărunte aparent nu este influențată negativ de concentrația conținutului de cenușă în aceste fracții. Faza plastică cu putere mare de înglobare, la un nivel mediu al conținutului de cenușă sub 8%, acceptă concentrarea cenușii ca degresant natural, fără efect negativ vizibil asupra aglutinării;

— fracțiile granulometrice mari de +5 mm conțin cantități însemnate de inertinit de natură organică, cu rang de încărbunare mai scăzut, indicat de randamentul mai mare de materii volatile, ceea ce determină aglutinarea mai slabă a acestor fracții;

— în acest caz, spre deosebire de alte huile, nu se pune problema concentrării inertinitului mineral în fracțiile mari, confirmat de conținutul de cenușă minim al acestor fracții. Prezența acestor granule, deși dure, cu aglutinare mai scăzută, nu duce la formarea centrelor de fisuri, ca în cazul altor huile, datorită concentrării sterilului în aceste fracții.

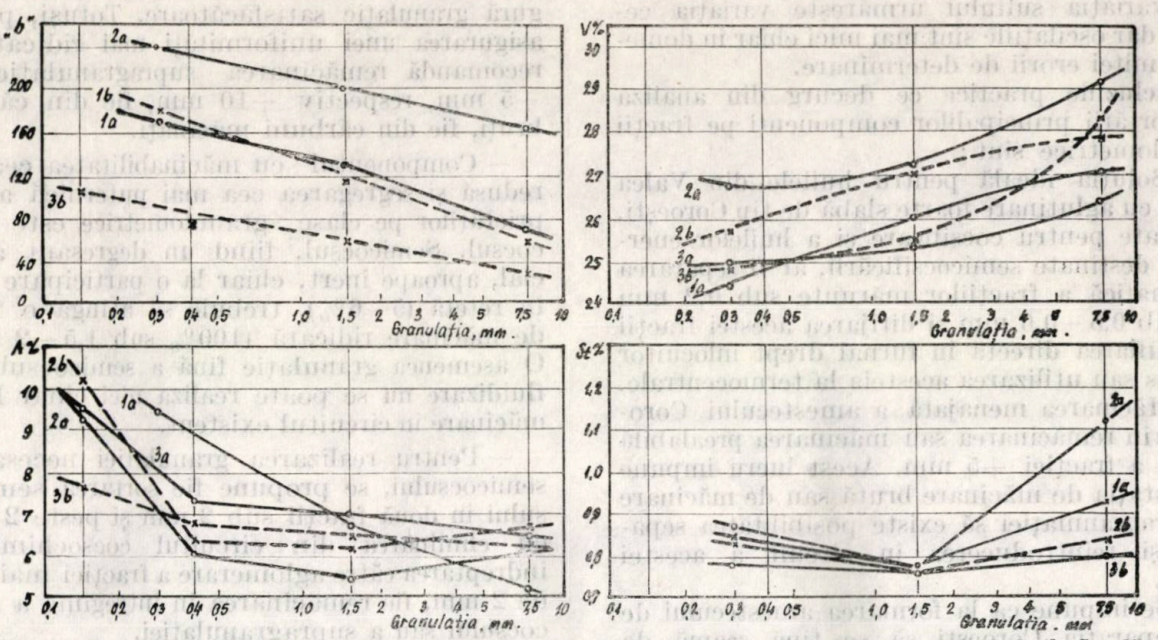


Fig. 2. Variația dilatării „b" și a caracteristicilor tehnice (*A*, *V*, *St*) pe clase granulometrice, la huila C_1 —35

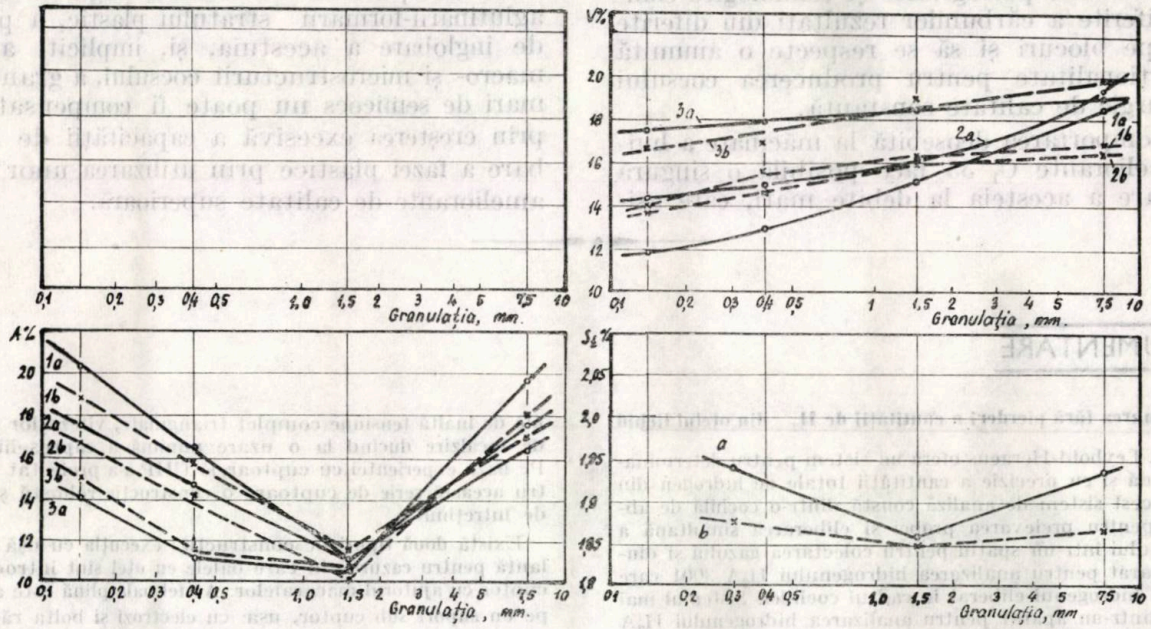


Fig. 3. Variația dilatării „b" și a caracteristicilor tehnice (*A*, *V*, *St*) pe clase granulometrice, la semicocs (dilatarea nu s-a determinat)

Comportarea la măcinare a semicocsului

Segregarea degresantului artificial — semicocsul de fluidizare — este redată în figura 3 atît pentru probele măcinate o singură dată în fluxul de alimentare obișnuit al U.C.C., cu semicocs (curbele *a*) și semicocs remăcinat pe o linie de semișarje (curbele *b*).

Din repartizarea valorilor se constată următoarele :

— cenușa se concentrează în fracția măruntă 0—0,2 mm și fracția mare +5 mm. Fracția intermediară 1—3 mm are conținutul de cenușă cel mai redus și mai uniform.

Această comportare specifică a repartizării cenușii în fracțiile granulometrice ale semicocsului se datorește pe de o parte repartizării substanțelor minerale în huilele neaglutinante P.L.D. din care se fabrică semicocsul, iar pe de altă parte gradului mai scăzut de semicarbonizare a fracțiilor mari, datorită modului de fabricare a semicocsului, prin fluidizare ;

— randamentul de materii volatile la masa uscată crește în fracțiile mari. Diferența se estompează pe măsura creșterii fineței absolute de măcinare prin remăcinare ;

— variaţia sulfului urmăreşte variaţia cenuşii, dar oscilaţiile sînt mai mici chiar în domeniul limitei erorii de determinare.

Concluziile practice ce decurg din analiza comportării principalilor componenţi pe fracţii granulometrice sînt :

— Soluţia ideală pentru huilele din Valea Jiului cu aglutinare foarte slabă de tip Coroeşti, destinate pentru cocsificare şi a huilelor energetice destinate semicocsificării, ar fi separarea pneumatică a fracţiilor mărunte sub 0,2 mm sau sub 0,5—0,6 mm şi dirijarea acestei fracţii la insuflarea directă în furnal drept înlocuitor de cocs sau utilizarea acesteia la termocentrale.

— Măcinarea menajată a amestecului Coroeşti prin remăcinarea sau măcinarea prealabilă numai a fracţiei +5 mm. Acest lucru impune ca la staţia de măcinare brută sau de măcinare a supragranulaţiei să existe posibilitatea separării şi reintroducerea în circuit a acestei fracţii.

— Se impune ca la formarea amestecului de la preparaţia Coroeşti să se ţină seamă de caracteristicile petrografice şi tehnologice complet diferite a cărbunilor rezultaţi din diferite mine pe blocuri şi să se respecte o anumită proporţionalitate pentru producerea cocsului metalurgic de calitate constantă.

— Comportarea deosebită la măcinare a huilei ameliorante C_1 35 face posibilă o singură măcinare a acesteia la debite mari, care asigură granulaţie satisfăcătoare. Totuşi, pentru asigurarea unei uniformităţi mai ridicate, se recomandă remăcinarea supragranulaţiei de +5 mm, respectiv +10 mm, fie din cărbuni bruţi, fie din cărbuni măcinaţi.

— Componentul cu măcinabilitatea cea mai redusă şi segregarea cea mai puternică a proprietăţilor pe clase granulometrice este semicocsul. Semicocsul, fiind un degresant artificial, aproape inert, chiar la o participare mică în reţetă (5—6%), trebuie să atingă o fineţe de măcinare ridicată (100% sub 1,5—2 mm). O asemenea granulaţie fină a semicocsului de fluidizare nu se poate realiza nici chiar la remăcinare în circuitul existent.

— Pentru realizarea granulaţiei necesare a semicocsului, se propune fie sortarea semicocsului în două fracţii sub 2 mm şi peste 2 mm, cu eliminarea din circuitul cocsochimic şi îndreptarea către aglomerare a fracţiei mai mari de 2 mm, fie remăcinarea în întregime a semicocsului sau a supragranulaţiei.

Se menţionează că efectul negativ asupra aglutinării-formării stratului plastic, a puterii de înglobare a acestuia, şi, implicit, asupra macro- şi microstructurii cocsului, a granulelor mari de semicocs nu poate fi compensat nici prin creşterea excesivă a capacităţii de înglobare a fazei plastice prin utilizarea unor huile ameliorante de calitate superioară.

DOCUMENTARE

Determinarea fără pierderi a cantităţii de H_2 din oţelul lichid

Firma Leybold-Heraeus oferă un sistem pentru determinarea rapidă şi cu precizie a cantităţii totale de hidrogen din şarjă. Acest sistem de analiză constă dintr-o cochilă de absorbţie pentru prelevarea probei şi eliberarea simultană a hidrogenului într-un spaţiu pentru colectarea gazului şi dintr-un aparat pentru analizarea hidrogenului H_2A 3001 care captează hidrogenul eliberat în cadrul cochilei. Sistemul mai constă dintr-un aparat pentru analizarea hidrogenului H_2A 2002, care funcţionează pe baza evacuării la cald şi care determină restul de hidrogen din oţelurile înalt aliate. Acest sistem are avantajul că se evaluează numai cantitatea de hidrogen cuprinsă în topitură. Nu este necesară pregătirea prealabilă a probei. Rezultatele se obţin după 2—3 min de la prelevarea probei din topitură.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 17, 1984, p. 838*)

Noi cuptoare-oală

Firma Krupp Industrietechnik GmbH din Duisburg a conceput o serie de noi tipuri de cuptoare-oală. Ele se caracterizează printr-un diametru mic al electrodului şi prin sisteme de înaltă tensiune complet triangulate, viteza lor optimă de încălzire ducînd la o uzare minimă a căptuşelii oalei. Pe baza experienţei cu cuptoarele UHP s-a proiectat şi pentru această serie de cuptoare o construcţie robustă şi uşor de întreţinut.

Există două tipuri de construcţii : execuţia cu uşă basculantă pentru cazurile în care oalele cu oţel sînt introduse în cuptor cu ajutorul macaralelor. Astfel oala plină este aşezată pe un suport sub cuptor, uşa cu electrozi şi bolta răcită cu apă se basculează peste oală, iar procesul de încălzire şi adăugarea elementelor de aliere pot începe. La tipul „platformă", oala este transportată cu vagonete sub bolta cuptorului. Apoi se coboară bolta, începe procesul de încălzire şi se dozează cantitatea de elemente de aliere.

Primele rezultate obţinute la uzina Krupp Südwestfalen AG din Siegen — Geisweid cu acest nou cuptor cu oală confirmă eficienţa procedeului : consum redus de electrozi, timpi de topire reduşi şi durabilitatea mai mare a căptuşelii cuptorului electric cu arc.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 17, 1984, p. 863*)

Ing. E. Bereeanu, ing. I. Butnariu
Institutul politehnic — București
ing. C. T. Mustață
IPROMET — București
ing. Al. Ivăneseu
Universitatea din Galați

Posibilități de reducere a consumului de fontă lichidă la elaborarea oțelului în convertizorul cu oxigen de tip LD

CZ : 669.184.244.86

În conjunctura economică actuală se pune un accent deosebit pe scoaterea de oțel, care, așa cum este cunoscut, este direct influențată de participațiile de fier vechi și fontă din încărcătura metalică.

În uzinele metalurgice dotate cu convertizoare cu oxigen, în domeniul cercetării, pe prim plan s-a situat problema măririi participării fierului vechi din încărcătura metalică în detrimentul fontei lichide.

Posibilitatea de creștere a participării fierului vechi în încărcătura metalică a convertizorului a fost analizată în literatura de specialitate sub două aspecte diferite și anume sub aspect tehnologic și sub aspect economic, căutîndu-se astfel o micșorare a dependenței procesului de elaborare de disponibilul de fontă lichidă.

Lucrarea de față își propune să analizeze pe larg posibilitățile de creștere a participării încărcăturii metalice solide a convertizorului, prezentînd o serie de experiențe efectuate de autori, precum și unele aspecte cu caracter teoretic.

În acest sens se prezintă influența unor factori tehnologici, cum ar fi folosirea în încărcătura metalică a fontei solide, creșterea căldurii fizice a fontei lichide și a fierului vechi, arderea suplimentară a CO la CO_2 și injectarea în baia metalică a unor combustibili auxiliari, asupra consumului specific de fontă.

În această primă parte a lucrării se analizează influența compoziției chimice și a temperaturii fontei lichide asupra creșterii proporției de material feros solid în încărcătura metalică.

Condiții experimentale

Pentru analiza influenței celor doi parametri asupra modului de dozare a încărcăturii metalice a convertizorului s-a urmărit tehnologia de lucru curentă de la elaborarea oțelurilor din gama celor calmate obișnuit.

Studiul a urmărit un număr de 20 șarje elaborate în convertizorul cu insuflare de oxigen pe sus de tip LD, cu capacitatea nominală de 180 t. În baza datelor de șarjă, s-au întocmit bilanțurile de materiale și energetic (pentru una din șarje considerată reprezentativă), prezentate în tabelele 1 și 2, unde s-a ținut seamă de o serie de ipoteze simplificative cum sînt:

— din cantitatea de carbon care arde, 90% arde la CO și 10% la CO_2;

— din cantitatea de Fe_2O_3 din încărcătură, 65% se reduce la Fe și 35% la FeO;

— pierderile de fier în zgură sînt de 1,2%, din care 0,9% sub formă de FeO și 0,3% sub formă de Fe_2O_3;

— pierderile de fier în praf sînt de 1,5% sub formă de Fe_2O_3;

— arderea carbonului adus de FeMn este de 10%;

— arderea manganului adus de FeMn este de 20%;

— arderea siliciului adus de FeSi este de 18%;

— pierderile de căldură sînt independente de cantitatea de fontă lichidă încărcată;

— scoaterea de metal este constantă;

— bilanțul s-a întocmit pentru 100 kg încărcătură.

Bilanțul de materiale *Tabelul 1*

Intrări			Ieșiri		
Denumirea	kg	%	Denumirea	kg	%
Fontă lichidă	87,0	75,19	Oțel lichid	93,05	80,42
Fier vechi	13,0	11,23	Zgură	11,064	9,56
Oxigen tehnic	6,42	5,54	Gaze	7,194	6,217
Fluorină	0,50	0,43	Picături de oțel în zgură	0,553	0,477
Var metalurgic	5,850	5,07	Fe_2O_3 în praf	2,143	1,852
Căptușeală dolomitică	1,00	0,86	Zgură de la dezoxidare	0,264	0,228
Feromangan	0,583	0,503	Gaze de la dezoxidare	0,0071	0,0061
Ferosiliciu	0,364	0,314	Scoarță pe lance	0,49	0,42
Aluminiu	0,056	0,048	Depuneri de oțel și zgură pe hotă	1,04	0,898
Zgură din melanjor	0,92	0,795	Eroare	−0,104	0,090
Total	115,701	100	Total	115,701	100

Tabelul 2

Bilanțul termic

Intrări			Ieșiri		
Denumirea	kcal	%	Denumirea	kcal	%
Căldura fizică a fontei lichide	24 253,86	39,60	Căldura fizică a oțelului lichid	31 117,50	63,63
Căldura fizică a fierului vechi	27,82	0,056	Căldura fizică a zgurei	5 080,59	10,39
Căldura fizică a zgurei din melanjor	239,20	0,40	Căldura înmagazinată în praf	2 120,00	4,33
Căldura fizică a varului	17,57	0,036	Căldura gazelor arse	4 525,026	9,25
Căldura fizică a oxigenului	39,804	0,081	Căldura pierdută prin radiații	540,076	1,104
Căldura fizică a fluorinei	2,410	0,005	Căldura consumată pentru evaporarea apei	27,070	0,055
Căldura fizică a căptușelii refractare	405,00	0,828	Căldura înmagazinată în apa de răcire a lăncii	700,00	1,431
Căldura rezultată din reacțiile exoterme	23 913,30	48,90	Căldura înmagazinată în picăturile de oțel rămase în zgură	400,00	0,818
			Căldura înmagazinată în scoarțele depuse pe hotă	900,00	1,84
			Căldura înmagazinată în zidăria refractară	1280,0	2,617
			Căldura pierdută prin mantaua metalică	186,246	0,38
			Căldura consumată în reacțiile endoterme	2 308,87	4,72
			Eroare	286,414	0,58
Total	48 898,964	100	Total	48 898,964	100

Încărcătura metalică a convertizorului a fost compusă din fier vechi ușor și greu în proporție de 13% și fontă lichidă — adusă de la melanjor — în proporție de 87%, a cărei temperatură a variat între 1 250 și 1 380°C. Insuflarea oxigenului cu puritatea de 99,5—99,8% s-a făcut pe la partea superioară a convertizorului printr-o lance cu 5 duze, iar în primele minute ale insuflării s-a adăugat var și fluorină în vederea formării unei zgure timpurii, fluidă, bazică și puternic oxidantă. De asemenea, trebuie menționat faptul că pe întreaga perioadă de insuflare nu s-au înregistrat debordări de metal sau zgură.

Rezultate experimentale

Elementul de bază în dozarea încărcăturii metalice a unui convertizor (în vederea micșorării consumului de fontă lichidă) îl constituie cantitatea de material feros solid încărcat, denumit și „material de răcire sau fier vechi" și este dat ca fiind raportul dintre cantitatea de material feros solid și cantitatea de fontă lichidă încărcată.

Valoarea acestui raport se stabilește în funcție de o serie de parametri cum sînt: marca de oțel elaborată, compoziția chimică a fontei lichide, starea termică și natura fierului vechi, conținutul de carbon la oprirea suflării, cantitatea de materiale de adaos și de aliere, starea termică și uzura căptușelii refractare a convertizorului etc.

Pentru studiul influenței compoziției chimice a fontei asupra încărcăturii metalice a convertizorului (analizată prin prisma efectului termic al reacțiilor cu caracter exoterm), s-a determinat echivalentul acesteia, reprezentat prin valoarea siliciului echivalent, a cărui relație de calcul este:

$$[\%\ \mathrm{Si}]_{ech} = \Delta[\%\ \mathrm{Si}] + \sum_{i=1}^{n}\left(\frac{Q_E}{Q_{\mathrm{Si}}} \times \Delta[\%\ E]\right),\% \qquad (1)$$

unde:

$\Delta[\%\ \mathrm{Si}]$ este conținutul procentual de siliciu oxidat în timpul insuflării oxigenului;

Q_E — efectul termic rezultat în urma oxidării a 1 kg element E;

Q_{Si} — efectul termic rezultat în urma oxidării a 1 kg Si;

$\Delta[\%\ E]$ — conținutul procentual de element, E, oxidat în timpul insuflării oxigenului.

În privința influenței compoziției chimice și a temperaturii fontei lichide se poate observa din bilanțul termic (tab. 2) că aproximativ 50% din cantitatea de căldură necesară desfășurării procesului de elaborare este consecința reacțiilor de oxidare cu caracter exoterm a elementelor fontei lichide.

Pentru realizarea unei corecții reale și rapide asupra cantității de metal solid încărcat, în funcție de variația compoziției chimice a fontei lichide, s-a recurs la expresia siliciului echivalent (1). Luînd în considerare efectele ter-

mice ale reacţiilor de oxidare şi explicînd relaţia (1) rezultă :

$$[\%\ Si]_{ech} = \Delta[\%\ Si] + 0{,}53 \times \Delta[\%\ C] + \\ + 0{,}234 + \Delta[\%\ Mn] + 0{,}797 \times \Delta[\%\ P],\ \%\quad (2)$$

relaţie cu ajutorul căreia se poate determina valoarea siliciului echivalent, sau folosind nomograma din figura 1.

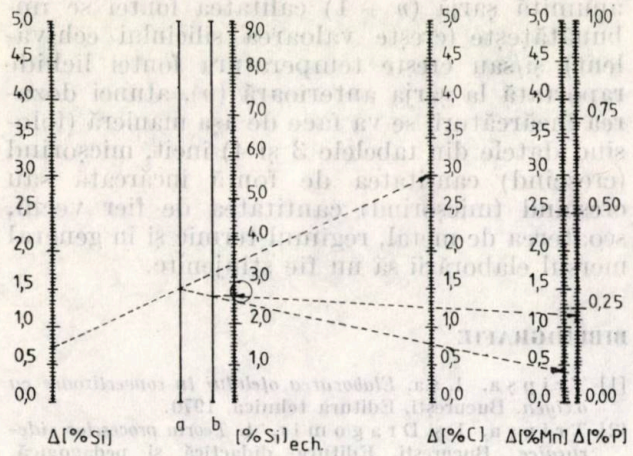


Fig. 1. Nomogramă pentru determinarea siliciului echivalent

Cantitatea de căldură rezultată în urma variaţiei valorii siliciului echivalent oxidat poate fi determinată cu relaţia :

$$\Delta q_{ch}^{Si} = \Delta[\%\ Si]_{ech} \times \frac{1}{100} \times g \times Q_{Si},\ \text{kcal/kg} \quad (3)$$

unde :

$\Delta[\%\ Si]_{ech}$ este variaţia valorii siliciului echivalent (%);
g — cantitatea de fontă (kg);
Q_{Si} — efectul termic al reacţiei de oxidare a siliciului (kcal/kg).

În cazul fontelor utilizate la elaborarea şarjelor luate în studiu, cantitatea de căldură pe unitatea de masă a fost $q^{med} = 620\ 000$ kcal/t fontă, deci cantitatea de fontă lichidă ce poate fi înlocuită, ca urmare a creşterii valorii siliciului echivalent este :

$$\Delta G = \frac{g \times \Delta q_{ch}^{Si}}{q^{med}},\ \text{kg} \quad (4)$$

unde :

g este cantitatea de fontă lichidă încărcată (kg);
q_{ch}^{Si} — cantitatea de căldură rezultată în urma variaţiei conţinutului siliciului echivalent (kcal/kg);
q^{med} — valoarea medie a cantităţii de căldură a fontei lichide (kcal/kg).

Tabelul 3

Corecţia „răcirii" în funcţie de modificarea compoziţiei chimice

ΔSi_{ech}	Δq_{ch}^{si}	ΔQ_{ch}^{si}	ΔG	ΔR
%	kcal/t fontă lichidă	kcal/şarjă	t/şarjă	kg/fontă lichidă
0,1	7 475	1 173 575	1,37	15
0,2	14 950	2 347 150	2,78	31
0,3	22 425	3 520 725	4,17	51
0,4	29 900	4 697 300	5,56	70
0,5	37 375	5 867 875	6,95	88
0,6	44 850	7 041 450	8,36	108
0,7	52 325	8 215 025	9,74	128
0,8	59 800	9 388 600	11,10	147
0,9	67 275	10 562 175	12,50	170
1,0	74 750	11 735 750	13,90	190

ΔR — se calculează considerînd că pentru topirea fierului vechi sînt necesare circa 400 kcal/kg

Tabelul 4

Corecţia „răcirii" în funcţie de modificarea temperaturii fontei lichide

ΔT_{fl}	Δq	ΔQ	ΔG	ΔR
°C	kcal/t fontă lichidă	kcal/şarjă	t/şarjă	kg/t fontă lichidă
10	2 300	361 100	0,43	5
20	4 600	722 200	0,86	10
30	6 900	1 083 300	1,29	15
40	9 200	1 444 400	1,72	20
50	11 500	1 805 500	2,15	25
60	13 800	2 166 600	2,56	31
70	16 100	2 527 700	3,0	36
80	18 400	2 888 800	3,43	43
90	20 700	3 249 900	3,86	48
100	23 000	3 611 000	4,3	55

Avînd în vedere cele arătate mai sus, în tabelul 3 se prezintă sintetic efectul compoziţiei fontei lichide — prin intermediul siliciului echivalent — asupra consumului specific de fontă lichidă şi, implicit, posibilitatea creşterii proporţiei fierului vechi în încărcătura metalică a convertizorului.

Creşterea temperaturii fontei prin încălzirea sa în melanjor sau prin menţinerea ei la o temperatură cît mai apropiată de cea de evacuare din furnal (printr-o scurtare a timpului de transport, staţionare în triaj şi descărcare în melanjor) conduce de asemenea la o scădere a consumului specific de fontă lichidă. Modificarea căldurii fizice odată cu creşterea temperaturii fontei este dată de relaţia :

$$\Delta q = g \times C_p \times \Delta T,\ \text{kcal/kg} \quad (5)$$

unde :

g este cantitatea de fontă (kg);
C_p — căldura specifică a fontei (kcal/kg°C);
ΔT — variaţia temperaturii (°C).

În mod similar, utilizînd o relaţie de forma (4), s-au calculat corecţiile cantităţilor de fontă şi fier vechi aduse încărcăturii metalice, care sînt prezentate în tabelul 4.

Concluzii

Controlul riguros al calităţii şi temperaturii fontei constituie unul din cele mai practice mijloace de creştere a productivităţii agregatului de elaborare şi a producţiei de oţel, fiind o variantă foarte economică, cu consum energetic relativ scăzut (comparativ cu procedeul de preîncălzire a fierului vechi sau a injectării în baie a combustibililor auxiliari). Supraîncălzirea fontei lichide nu modifică timpul necesar perioadei de afinare propriu-zise, ea însă facilitează demararea rapidă a reacţiilor de oxidare, atingerea analizei chimice urmărite şi a unui regim termic adecvat.

Analizînd comparativ datele prezentate în tabelele 1, 2, 3 şi 4, şi cumulînd efectul celor doi parametri analizaţi ce influenţează consumul specific de fontă, se observă posibilitatea realizării unor consumuri relativ scăzute care permit obţinerea de economii importante. Astfel numai o creştere de 0,30% a siliciului echivalent şi o variaţie a temperaturii de numai 50°C dau posibilitatea micşorării cantităţii de fontă lichidă încărcată cu 6,32 t/şarjă, respectiv posibilitatea creşterii cu 12,0 t/şarjă a cantităţii de fier vechi încărcat.

Raportînd acestea la tona de oţel lichid elaborat, se observă că, în urma creşterii calităţii şi temperaturii fontei cu valorile de mai sus, consumul de fontă scade de la aproximativ 870 pînă la 835 kg/t oţel.

Valorile experimentale luate în calcul, extrapolate la întreaga producţie, capătă o semnificaţie deosebită în economia de fier vechi a unei oţelării cu convertizoare.

Rezultatele prezentate în tabelele 3 şi 4 prezintă avantajul major de a da informaţii complete celui ce elaborează oţel, asupra modului de acţionare rapidă şi eficientă în calculul de dozare a încărcăturii cu repercusiuni imediate asupra mersului şarjei şi a durabilităţii căptuşelii refractare. Practic, dacă la o anumită şarjă ($n + 1$) calitatea fontei se îmbunătăţeşte (creşte valoarea siliciului echivalent) şi/sau creşte temperatura fontei lichide raportată la şarja anterioară (n), atunci dozarea încărcăturii se va face de aşa manieră (folosind datele din tabelele 3 şi 4) încît, micşorînd (crescînd) cantitatea de fontă încărcată sau crescînd (micşorînd) cantitatea de fier vechi, scoaterea de metal, regimul termic şi în general mersul elaborării să nu fie stînjenite.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripşa, I. ş.a. *Elaborarea oţelului în convertizoare cu oxigen.* Bucureşti, Editura tehnică, 1970.

[2] Tripşa, I. şi Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice.* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1972.

[3] Khovanski, G., *Eléments de nomographie.* Moscova, Ed. Mir, 1979.

[4] Tripşa, I., Vacu, S., Berceanu, E. şi Butnariu, I. *Lucrări practice de metalurgia oţelului.* Bucureşti, Institutul politehnic, 1976.

[5] Williams, C. H. *Superheating for energy and material conservation in basic oxygen steelmaking.* În: Iron and Steel Engineer, nr. 6, 1977, p. 54—56.

[6] Mustaţă, C. T. ş.a. *Optimizarea dozării încărcăturii convertizoarelor cu oxigen.* Sesiunea de comunicări ştiinţifice a cadrelor didactice şi studenţilor, Institutul politehnic — Bucureşti, 1984.

Ing. S. Cândea, ing. Florina Deaconescu
ing. D. Bulhac
C.C.P.R. Brașov
dr. ing. Maria Gheorghe
Institutul de construcții — București

Considerații privind acțiunea zgurei bazice asupra unor mase refractare cuprinse în sistemul Al_2O_3—SiO_2

CZ : 666.76 : 669.187.28

Procesele de la interfața topitură-refractar sînt fenomene de transport de masă, dependente de structura topiturilor și a solidului la temperatură înaltă. Refractarele fiind constituite din faze solide cristaline și din fază vitroasă, este evident că la temperatură înaltă fenomenele de transport de masă vor avea loc în primul rînd între topitura agresivă și faza vitroasă aferentă refractarului, desfășurarea lor fiind controlată de termodinamica și cinetica chimică.

Relațiile de fază din sistemul Al_2O_3—SiO_2 sînt bine cunoscute. Refractarele aluminosilicatice conțin ca impurități și alți oxizi, ca : TiO_2, Fe_2O_3, CaO, Na_2O, K_2O. Deși toți acești oxizi auxiliari scad temperatura lichidului, cele mai serioase diminuări le provoacă alcaliile ; un conținut de 1% din alcalii scade temperatura eutecticului sistemului cu 450°C.

În tabelul 1 este prezentată cantitatea de fază lichidă, după Nadachowski [1] pentru 1% conținut în oxid auxiliar la 1 500 și 1 400°C.

Tabelul 1

Tipul de oxid	K_2O	Na_2O	FeO	CaO	Fe_3O_4	MgO	TiO_2	Temperatura, °C
Fază lichidă	23,8	33,3	4,3	13,3	2,7	ned.	ned.	1 400
	43,5	55,6	9	31,2	5,9	27,8	9,1	1 500

Materialele refractare studiate în lucrarea de față, obținute printr-un tratament termic la 1 500°C, cu un conținut de 1—3% FeO și cantități de sub 1% din alți oxizi fondanți, pot avea un conținut de 6—10% fază vitroasă, de a cărei cantitate și calitate se leagă în bună parte rezistența la atacul zgurei.

În refractare, procesul de coroziune debutează fie cu solubilizarea fazei vitroase, fie cu penetrația topiturii în pori și capilare. Pătrunderea zgurei topite în porii refractarului, dependentă de viscozitatea și tensiunea superficială a acesteia, poate avea loc independent sau simultan cu solubilizarea directă. Controlul mecanismului coroziunii, privit ca proces de cinetică chimică la interfața topitură-refractar, presupune cunoașterea vitezei cu care se desfășoară etapele :

— transferul părților reactante la interfață ;
— reacția eterogenă însăși ;
— transferul produșilor de reacție de la interfață.

Viteza întregului proces va fi guvernată de etapa cea mai lentă.

Reed și Barret [2] arată că solubilizarea refractarelor zirconice de către zgure este controlată în primul rînd de procesul chimic (timp foarte scurt), după care difuzia devine determinantă.

Cooper și Kingery [3], [4], studiind dizolvarea corindonului, silicei și mulitului de către topituri (zgure din sistemul CaO—Al_2O_3—SiO_2) arată de asemenea că solubilizarea este guvernată de procesele de transport de masă ; cantitatea de material dizolvat în unitatea de timp fiind dependentă de coeficientul de difuzie al celui mai lent cation ce difuzează în sau din materialul refractar.

Solubilizarea refractarelor aluminoase de către topituri (zgure) este prezentată în literatură, în special sub aspectul dependenței de parametrii fizico-chimici și tehnologici [5]—[7].

Totuși, în literatură se semnalează date contradictorii relative la influența raportului Al_2O_3/SiO_2, aferent refractarelor, asupra rezistenței la atacul zgurelor bazice. Astfel Monroe și alții [8] arată că creșterea raportului Al_2O_3/SiO_2 conduce la creșterea cantității de anortit format la interfață, și deci la creșterea vitezei de dizolvare a refractarelor, pe cînd Miller și alții [9] revendică aspectul contrar, în sensul aportului pozitiv al creșterii conținutului în Al_2O_3 asupra rezistenței la coroziune.

În acest sens se consideră utilă o investigare a proceselor chimice de la interfața zgură/refractar.

Partea experimentală

Așa cum s-a arătat, scopul experimentărilor constă în încercarea de a elucida o serie de procese care au loc la interfața zgură/refractar, în absența convecției. În acest caz, transferul de masă are loc numai pe seama difuziei pure, fiind diminuați factorii perturbatori ai acesteia și anume curenții de convecție din topitură

Aceasta a constituit raţiunea pentru care s-a pus proba refractară în contact cu o cantitate mică de zgură topită. Se precizează faptul că la cantităţi mari de zgură topită, dat fiind variaţia densităţii topiturii pe măsură ce se corodează refractarul, se formează curenţii de convecţie liberă, a căror acţiune se suprapune peste cea a difuziei pure.

Masele refractare. S-au cercetat masele refractare cuprinse în sistemul $Al_2O_3-SiO_2$, cu compoziţia chimică prezentată în tabelul 2.

Epruvetele s-au ars la 1 500°C (după curba proprie cuptorului), cu un palier de 2 h.

Probele astfel obţinute s-au încercat la atacul zgurei introduse în cantitate de 9 g în orificiile epruvetelor cilindrice, supuse apoi unui tratament termic la 1 450°C cu palier de 2 h. După răcire, cilindrii s-au secţionat pe diametru şi s-au analizat macroscopic şi microscopic (fig. 1 şi 3).

Tabelul 2

Simbolul refractarelor	T_1	T_2	T_3	T_4	T_5	T_6	T_8
Al_2O_3	30–33	50–60	40–46	30–33	50–60	40–46	10–15
SiO_2	60–64	39–48	40–46	60–64	39–48	40–46	80–85
Fe_2O_3	5–3	1–1,2	2–2,3	2,5–3	1–1,2	2,5–3	<1
Adaosuri speciale	–	–	–	+	+	+	–

Zgura. Refractarele aluminosilicatice au fost puse în contact cu o zgură bazică cu următoarea compoziţie chimică :

SiO_2	FeO	Fe_2O_3	Al_2O_3	CaO	MgO	MnO	Cr_2O_3	P_2O_5
13,4	13,5	6,2	4,3	41,3	12	9	0,8	0,4 %g

Bazicitatea zgurei dată de raportul CaO/SiO_2 = = 3,03.

Pregătirea probelor. Amestecurile de mase refractare s-au umectat cu o soluţie de silicat de sodiu cu densitatea 1,2 g/cm³, pînă la umiditatea de 9–10%. S-au presat epruvete cilindrice cu Ø = 50 mm şi H = 50 mm la 100 daN/cm², întrucît aceasta este valoarea forţei cu care materialul este aplicat pe căptuşeala agregatului metalurgic prin torcretare. În cilindri s-au realizat orificii cu H şi Ø = 20 mm, pentru introducerea zgurei.

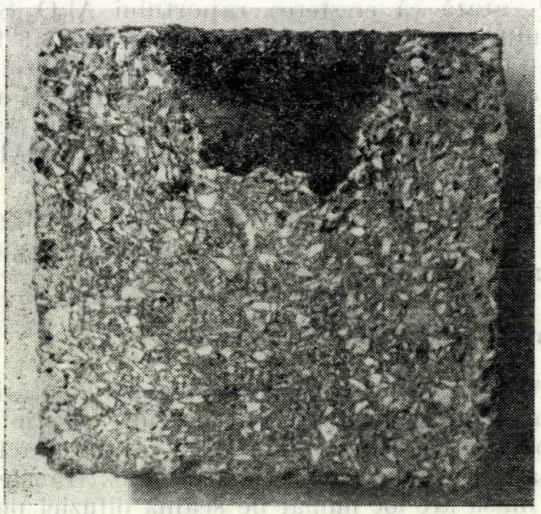


Fig. 1. Secţiune diametrală printr-o epruvetă refractară, corodată de zgură

Metode de investigaţie utilizate. Analiza interfeţei zgură/refractar s-a efectuat prin difracţia RX, microscopie optică pe secţiuni subţiri.

Rezultate obţinute. Produşi de reacţie la interfaţa zgură/refractar. Prin metodele de investigare menţionate, s-au cercetat zonele de difuzie de la interfaţa zgură/refractar.

Prin analiză difractometrică s-au decelat fazele cristaline : Al_2O_3, cuarţ, cristobalit, anortit (fig. 2).

Difractogramele probelor T_1 şi T_4 (fig. 2, *a* şi 2, *d*) prezintă drept constituent major mulitul, 20–30%, iar cristobalit, cca 5%. Alura difractogramei sugerează existenţa unui grad scăzut de cristalizare a zonei de interfaţă. La interfaţa T_2/zgură, T_5/zgură (fig. 2, *b* şi 2, *e*) s-au format mulit 50–60% şi α Al_2O_3, în proporţie de 5–10%. Zona de interfaţă T_3/zgură (fig. 2, *c*) se caracterizează printr-un conţinut de 25–30% mulit, sub 5% cristobalit. Din structura difractogramei se întrevede existenţa unor faze în curs de cristalizare. Interfaţa T_6/zgură (fig. 2, *f*) se caracterizează printr-un grad ridicat de mulitizare, 55–60%. Din investigarea zonei de interfaţă T_8/zgură (fig. 2, *g*) a rezultat drept fază majoritară cristobalitul, 35–40%, semnalizîndu-se şi prezenţa mulitului 15–30%.

Din analiza rezultatelor obţinute se constată că pe lîngă fazele cristaline, rezultate din interacţiunea zgură/refractar, există o mare cantitate de fază vitroasă, tot produs de reacţie şi o fază în curs de cristalizare. Deci se poate avansa ideea că, datorită neîndeplinirii condiţiilor de echilibru termodinamic, necesar cristalizării compuşilor din stare vitroasă, în conformitate cu compoziţia chimică a refractarelor, pot exista şi alţi compuşi mineralogici potenţiali.

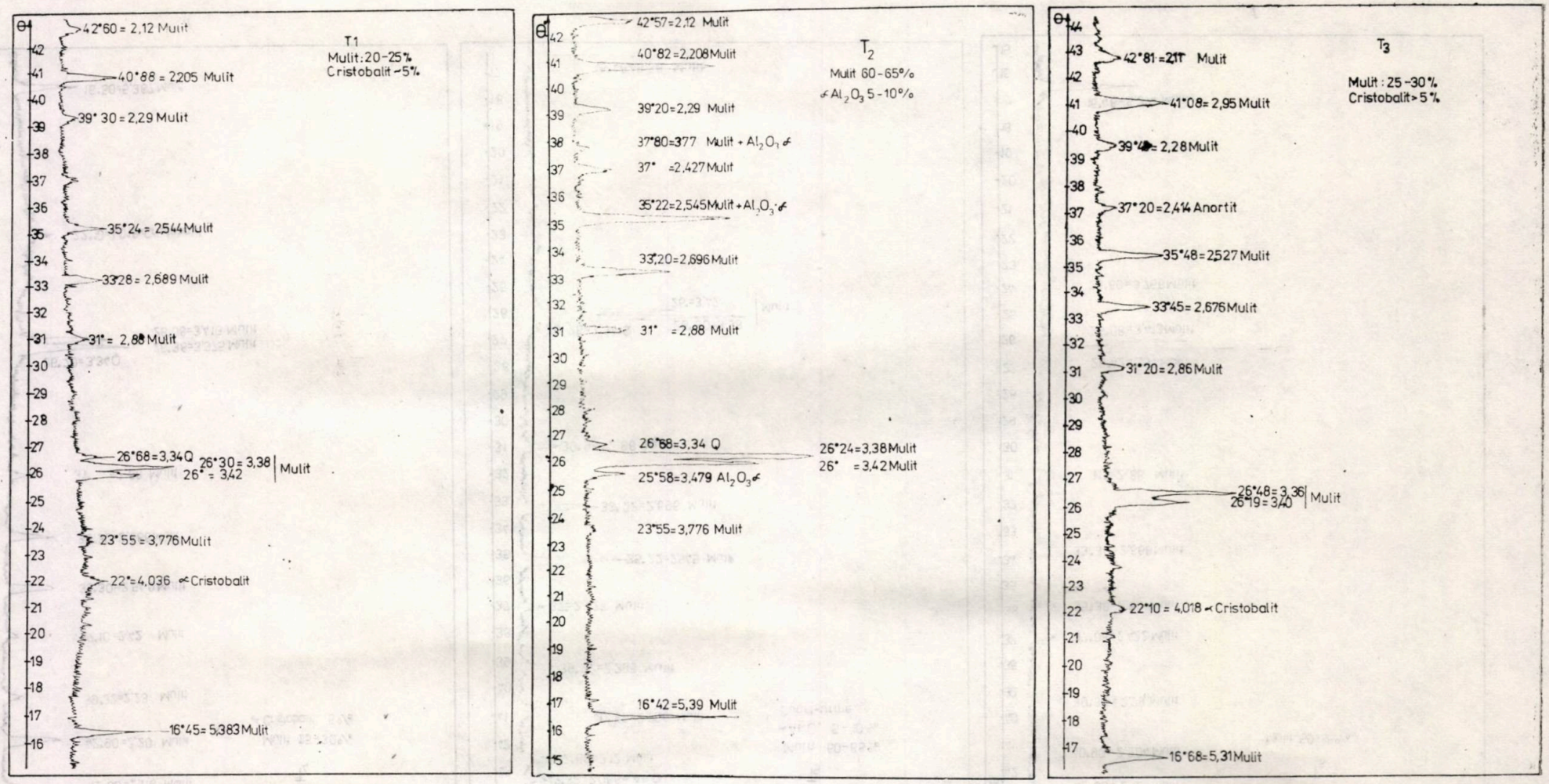
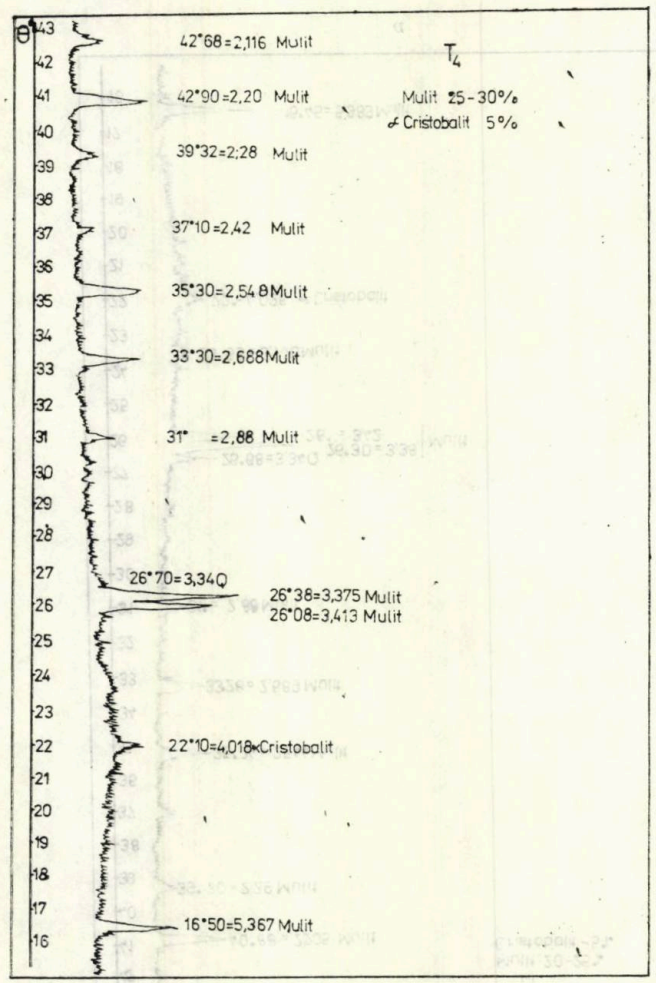
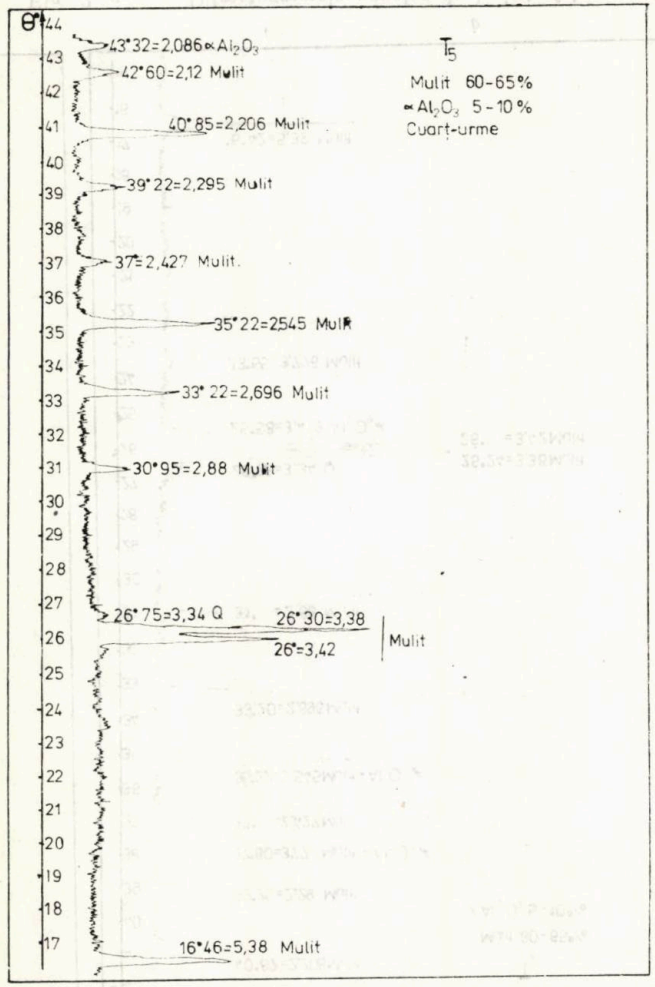


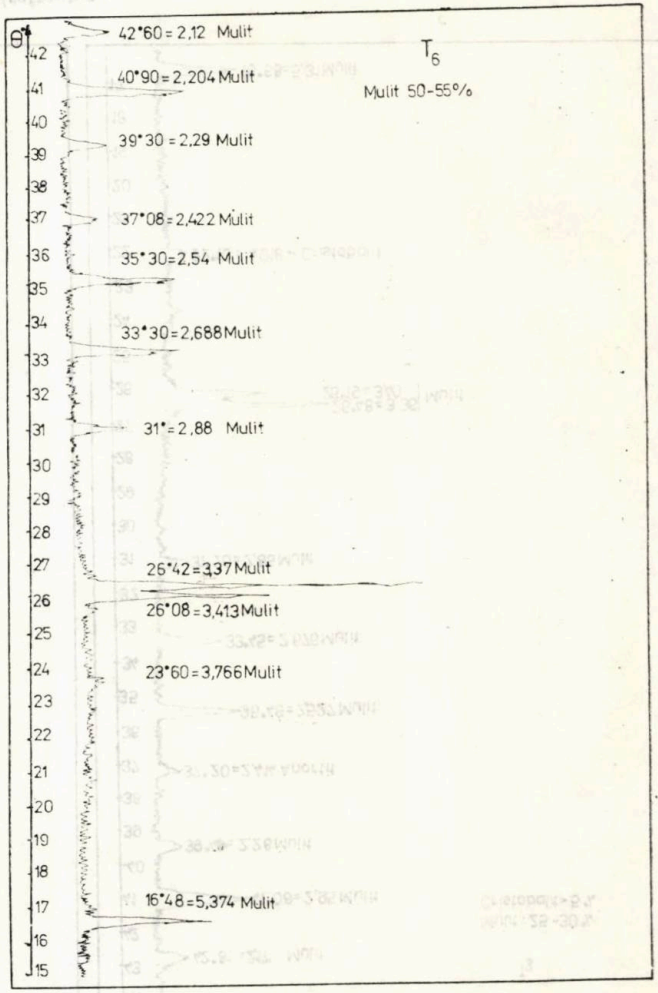
Fig. 2, *a* — *c*. Difractogramele zonelor de la interfața zgură/refractar


θ°
42°68=2,116 Mulit
T4
42°90=2,20 Mulit
Mulit 25-30%
∝ Cristobalit 5%
39°32=2;28 Mulit
37°10=2,42 Mulit
35°30=2,548 Mulit
33°30=2,688 Mulit
31° =2,88 Mulit
26°70=3,34Q
26°38=3,375 Mulit
26°08=3,413 Mulit
22°10=4,018 ∝ Cristobalit
16°50=5,367 Mulit

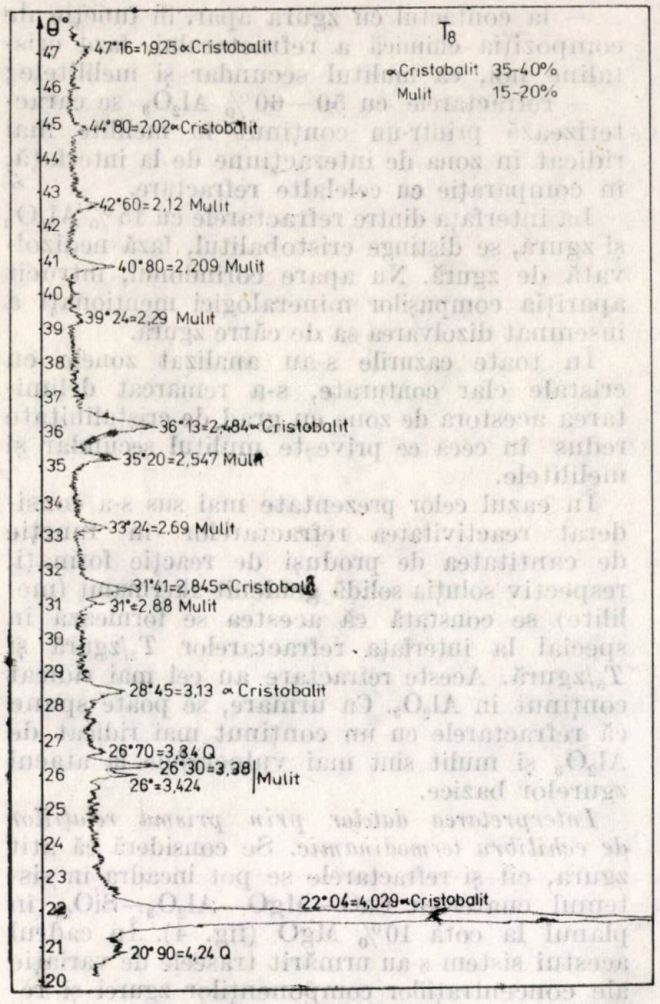
d


θ°
43°32=2,086 ∝ Al2O3
T5
42°60=2,12 Mulit
Mulit 60-65%
∝ Al2O3 5-10%
Cuart-urme
40°85=2,206 Mulit
39°22=2,295 Mulit
37°=2,427 Mulit.
35°22=2545 Mulit
33°22=2,696 Mulit
30°95=2,88 Mulit
26°75=3,34 Q
26°30=3,38
26°=3,42
Mulit
16°46=5,38 Mulit

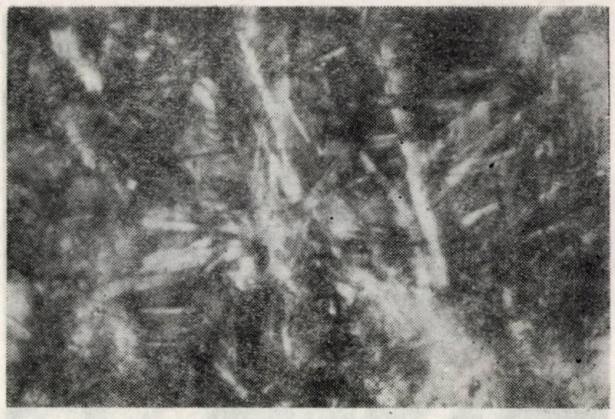
e


θ°
42°60=2,12 Mulit
T6
40°90=2,204 Mulit
Mulit 50-55%
39°30=2,29 Mulit
37°08=2,422 Mulit
35°30=2,54 Mulit
33°30=2,688 Mulit
31°=2,88 Mulit
26°42=3,37 Mulit
26°08=3,413 Mulit
23°60=3,766 Mulit
16°48=5,374 Mulit

f

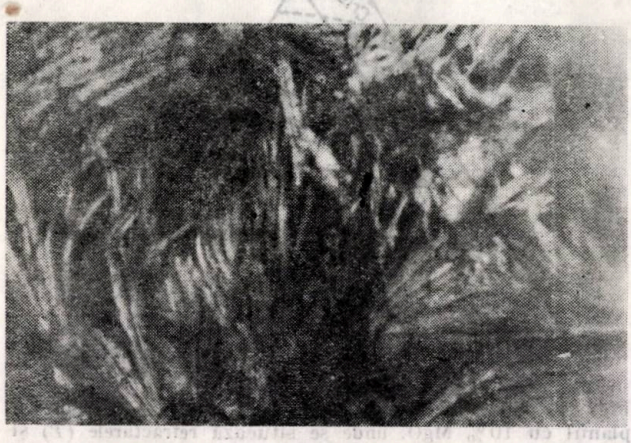


g

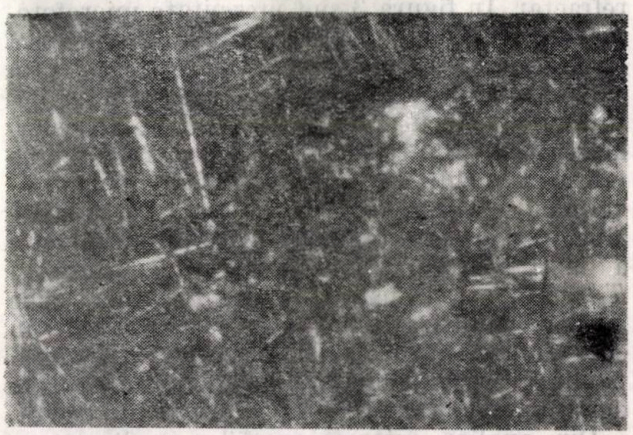


b

c



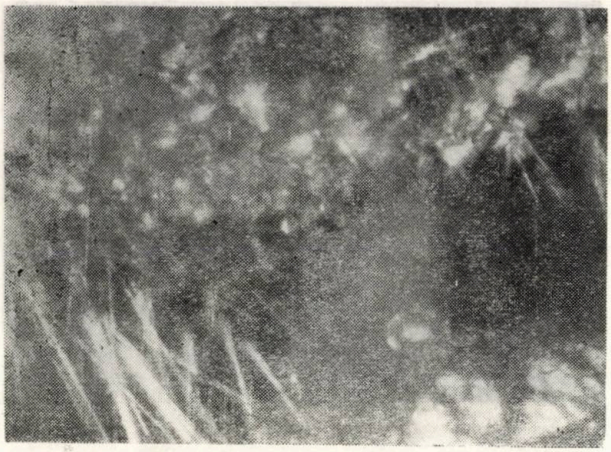
a



d

Fig. 2, *d-g*. Difractogramele zonelor de la interfața zgură/refractar

Fig. 3. Micrografiile interfețelor: *a* — refractar T_1/zgură; *b* — refractar T_2/zgură; *c* — refractar T_3/zgură; *d* — refractar T_4/zgură; dicoli+; ×1000



e

f

Fig. 3. Micrografiile interfețelor :

e — refractar T_5/zgură ; *f* — refractar T_8/zgură ; nicoli + ; × 1000

O durată mai mare de atac și o răcire controlată ar putea facilita decelarea prin difracție RX a unor faze potențiale ca anortitul și melilitele.

Analiza microscopică oferă date interesante în legătură cu procesele de interacțiune zgură/refractar. În figura 3 sînt prezentate microfotografiile interfețelor zgură/refractar. Se constată că interfața T_1/zgură se caracterizează prin existența mulitului acicular cristalizat din topitură și o serie de porțiuni în curs de transformare. Analiza interfețelor T_2/zgură relevă cristalizarea melilitelor-soluție solidă gehlenit-akermanit (C_2AS-C_2MS), cristale prismatice albe. Se observă tendința mare de mulitizare a fazei vitroase. La interfața T_3/zgură și T_6/zgură, se constată existența unor zone insulare mulitizate, iar faza vitroasă este în curs de transformare. La interfața T_8/zgură, pe lîngă mulit acicular, apar bine conturate dendritele de cristobalit nedizolvat de zgură.

Din analiza microfotografiilor realizate pe probe din zona de interfață, se pot desprinde următoarele :

— la contactul cu zgura apar, în funcție de compoziția chimică a refractarului, faze cristaline noi, ca mulitul secundar și melilitele ;

— refractarele cu 50—60% Al_2O_3 se caracterizează printr-un conținut în melilite mai ridicat în zona de interacțiune de la interfață, în comparație cu celelalte refractare.

La interfața dintre refractarele cu 15% Al_2O_3 și zgură, se distinge cristobalitul, fază nedizolvată de zgură. Nu apare corindonul, întrucît apariția compușilor mineralogici menționați a însemnat dizolvarea sa de către zgură.

În toate cazurile s-au analizat zonele cu cristale clar conturate, s-a remarcat delimitarea acestora de zone cu grad de cristalinitate redus în ceea ce privește mulitul secundar și melilitele.

În cazul celor prezentate mai sus s-a considerat reactivitatea refractarelor în funcție de cantitatea de produși de reacție formați, respectiv soluția solidă gehlenit-akermanit (melilite) se constată că acestea se formează în special la interfața refractarelor T_2/zgură și T_5/zgură. Aceste refractare au cel mai ridicat conținut în Al_2O_3. Ca urmare, se poate spune că refractarele cu un conținut mai ridicat de Al_2O_3 și mulit sînt mai vulnerabile la atacul zgurelor bazice.

Interpretarea datelor prin prisma relațiilor de echilibru termodinamic. Se consideră că atît zgura, cît și refractarele se pot încadra în sistemul cuaternar $CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2$, în planul la cota 10% MgO (fig. 4). În cadrul acestui sistem s-au urmărit traseele de variație ale concentrațiilor componenților zgurei și refractarelor prin intermediul dreptelor ce unesc compozițiile zgurei — *Z* — cu compozițiile refractarelor T_1-T_8. S-au considerat drept compuși posibili de format, în urma interacțiunii

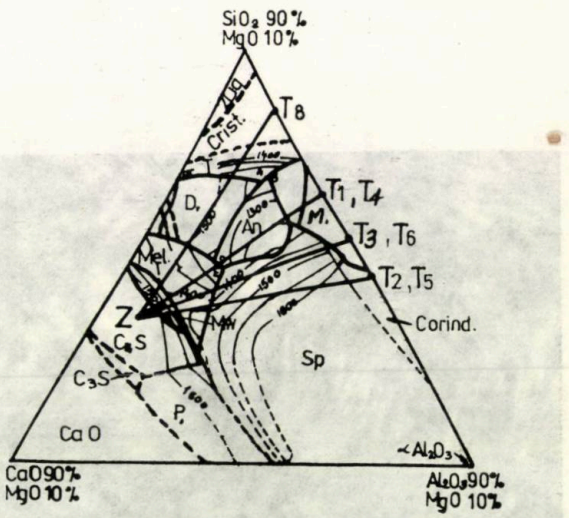


Fig. 4. Sistemul $MgO-CaO-Al_2O_3-SiO_2$ — Secțiune în planul cu 10% MgO, unde se situează refractarele (*T*) și zgura (*Z*) :

Cryst—cristobalit ; *T*—tridimit ; *An*—anortit ; *D*—diopsid ; *Mel*—melilite ; *Mw*—merwinit ; *P*—periclaz ; *Sp*—spinel

zgură-refractar, cei cuprinşi în sistemele de eutectice cu temperatura cea mai joasă, intersectate de aceste trasee convenţionale de topire-solidificare. Compoziţia la interfaţa zgură/refractar variază în sensul traseelor de topire — solidificare de la mulit-anortit-gehlenit-akermanit. Traseele de solidificare, respectiv topire se apreciază a sfîrşi, respectiv a porni, de la eutecticele apropiate din care T_3, eutecticul ternar, are temperatura cea mai joasă —1 235°C. Considerînd atacul refractarelor dependent de temperaturile de topire ale eutecticelor ce se formează, este cel mai probabil ca la interfaţă să se formeze fazele cristaline aferente sistemului pseudocuaternar ce ascultă de acest eutectic, şi anume: diopsid-anortit-melilit.

Concluzii

Rezultatele obţinute prin metodele de investigaţie prezentate — difracţia RX şi microscopia optică — pot fi utilizate, în corelaţie cu parametrii fizico-tehnologici experimentali, la alegerea tipului optim de masă refractară din punct de vedere al rezistenţei la atacul zgurei.

Din analiza rezultatelor obţinute, rezultă că produsul de interacţiune chimică de tipul soluţiei solide, gehlenit-akermanit, se formează cu precădere în zona de interfaţă cu zgura a refractarelor cu un conţinut mai ridicat în Al_2O_3.

Desigur, aplicarea acestei reguli în practică poate fi limitată, întrucît condiţiile de laborator, în care s-a studiat fenomenul de interacţiune, sînt diferite de cele din practica industrială pe de o parte, iar pe de altă parte, o influenţă deosebită o au proprietăţile chimice şi fizico-mecanice ale refractarelor şi parametrii specifici procesului tehnologic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nadaschowski, F. În: Refractories J., Anglia, nr. 4, 1965, p. 126–131.
[2] Red, L. şi Barret, T. În: Trans. Brit. Cer. Soc., nr. 10, 1964, p. 509–534.
[3] Cooper, A. R. şi Kingery, W. D. În: J. Am. Cer. Soc., nr. 1, 1964, p. 37–43.
[4] Kingery, W. D. şi Cooper, A. R. *Kinetics of High Temperature Processus.* New York, Ac. Press, 1965, p. 15–30.
[5] Deică, N. *Utilizarea raţională a produselor refractare.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1975, p. 16–20.
[6] Ocertniuk, F. F. În: Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 3, 1978, p. 25–27.
[7] Gheorghe, M. Teză de doctorat, I.P.B., 1981.
[8] Monroe, E. A. În: Am. Cer. Soc. Bull., nr. 7, 1963, p. 648–653.
[9] Lazowski, V. A. În: Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 10, 1976, p. 46–51.
[10] Prince, A. T. În: Am. Cer. Soc. Bull., nr. 9, 1954, p. 415–420.

RECENZIE

Kurt Jung

Fonta cu grafit lamelar — corelaţii între compoziţia chimică-structură-proprietăţi

(Gusseisen mit Lamellengraphit-Wissenschaftlichtechnische Ergebnisse des VEB Kombinats GISAG)

Lucrarea cuprinde, sintetic, pe parcursul a 40 pagini o serie de corelaţii matematice, stabilite între rezistenţa la tracţiune şi duritatea, pe de o parte, şi compoziţia chimică de bază (C, Si, Mn, P, S, S_C, C_E), elementele de aliere (Cr, Cu), proporţia de grafit, ferită, lungimea grafitului, pe de altă parte, în cazul fontelor cenuşii (Fc 100 — Fc 300). Au fost luate în considerare conţinuturi de 3,0–3,9% C; 1,13–3,58% Si; 0,44–1,03% Mn; 0,10–0,69% P; 0,073–0,172% S; 0,03–0,31% Cr; 0,02–0,17% Cu. Fontele obţinute sînt caracterizate printr-o masă metalică de bază constînd din 20–99% P şi 1–80% F, cu o cantitate de 7,5–15% grafit lamelar, cu dimensiunile cuprinse în limitele 17,5–187,5 μm.

Au fost stabilite corelaţii matematice de tipul:

$$Y = a + b_1x_1 + b_2x_2 \ldots + b_n x_n$$

În condiţiile exprimării rezistenţei la tracţiune (R_m) în MPA (N/mm²) au fost obţinute corelaţiile:

$R_m = 857{,}4 - 158{,}5\ (\%C) - 54\ (\%Si) + 17{,}6\ (\%Mn) - 29{,}4\ (\%P) + 202{,}2\ (\%S)$;
$R_m = 862{,}7 - 156{,}9\ (\%C) - 54{,}5\ (\%Si) - 37{,}8\ (\%P) + 150{,}4\ (\%S) + 73{,}2\ (\%Cr) + 54{,}2\ (\%Cu)$;
$R_m = 427{,}5 + 0{,}974\ (HB) - 106{,}8\ (\%C) - 22{,}5\ (\%Si) - 46{,}9\ (\%P) + 194{,}9\ (\%S)$;
$R_m = 427{,}0 + 0{,}954\ (HB) - 105{,}9\ (\%C) - 23{,}2\ (\%Si) - 49{,}4\ (\%P) + 179{,}7\ (\%S) + 35{,}2\ (\%Cr) + 29{,}7\ (\%Cu)$;
$R_m = 776{,}1 - 557{,}7\ (S_C)$;
$R_m = 899{,}1 - 158{,}8\ (C_E)$;
$R_m = 423{,}8 - 1{,}436\ (\%F) - 14{,}97\ (\%G)$;
$R_m = 420{,}7 - 1{,}476\ (\%F) - 13{,}4\ (\%G) - 0{,}287\ (Lg)$;
$R_m = 273 + 1{,}477\ (\%P) - 13{,}4\ (\%G) - 0{,}287\ (Lg)$;
$R_m = 12{,}64 + 2{,}8\ (HB) - 0{,}423\ (HB \cdot C_E)$;
$R_m = 1{,}887\ (HB) - 169{,}9$.

În ceea ce priveşte duritatea fontelor, măsurată în unităţi Brinell (HB), se propun relaţiile:

$HB = 447{,}2 - 53{,}6\ (\%C) - 32{,}5\ (\%Si) + 13{,}9\ (\%Mn) + 17{,}3\ (\%P)$;
$HB = 439{,}3 - 52{,}2\ (\%C) - 32{,}4\ (\%Si) + 11{,}9\ (\%Mn) + 14{,}3\ (\%P) + 31{,}5\ (\%Cr) + 25{,}6\ (\%Cu)$;
$HB = 438{,}0 - 231{,}6\ (S_C)$;
$HB = 489{,}0 - 65{,}9\ (C_E)$;
$HB = 118{,}3 + 0{,}404\ (R_m)$;
$HB = 216{,}6 - 0{,}867\ (\%F)$;
$HB = 305{,}5 - 0{,}706\ (\%F) - 7{,}24\ (\%G)$;
$HB = 303{,}8 - 0{,}732\ (\%F) - 6{,}36\ (\%G) - 0{,}16\ (Lg)$;
$HB = 230{,}6 + 0{,}732\ (\%P) - 6{,}36\ (\%G) - 0{,}16\ (Lg)$.

În relaţiile de mai sus, au fost utilizate notaţiile:
S_C — gradul de saturaţie în carbon; C_E — carbon echivalent (%); F — ferita (%); P — perlita (%); G — grafit (%); Lg — lungimea grafitului (μm).

Lucrarea prezentată constituie rezultatul experienţei obţinute în cadrul VEB Kombinat GISAG, corelaţiile fiind stabilite pe baza unui volum mare de experimentări proprii, precum şi pe prelucrarea datelor din literatura de specialitate. Se apreciază că aceste corelaţii pot fi utilizate în turnătoriile de fontă, în principal în cazul elaborării în cubilou, la stabilirea mărcii de fontă pe baza compoziţiei chimice şi a analizei structurale.

Dr. ing. I. Ripoşan

Stabilirea prin calcul a influenței elementelor de aliere asupra solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid

Dr. ing. L. Apa

CZ: 669.18

În procesul de dizolvare a unui gaz biatomic X_2, după cum este cunoscut, la trecerea din faza gazoasă în soluție are loc o scindare a moleculei în atomi sau ioni:

$$1/2\ \{X_2\} = [X] \tag{1}$$

Conform lucrărilor lui A. Sieverts, solubilitatea unui gaz biatomic în topiturile metalice la temperatură constantă este proporțională cu rădăcina pătrată a presiunii sale parțiale. În cazul oțelurilor, solubilitatea χ_X^0 a gazului X se poate exprima [1] în funcți de presiune astfel:

$$\chi_X^0 = \sqrt{p_{X_2}}/\gamma_X^0 \tag{2}$$

unde γ_X^0 reprezintă coeficientul de activitate a gazului X în fierul pur. În cazul în care în sistem mai intervine un component (un element de aliere Y_i), solubilitatea gazului se modifică devenind $\chi_X^{Y_i}$:

$$\chi_X^{Y_i} = \sqrt{p_{X_2}}/\gamma_X^0 \cdot \gamma_X^{Y_i} \tag{3}$$

unde $\gamma_X^{Y_i}$ reprezintă coeficientul de activitate a gazului X în prezența elementului de aliere Y_i.

Din relațiile (2) și (3) rezultă că la p_{X_2} = constant există relația:

$$\chi_X^{Y_i} = \chi_X^0/\gamma_X^{Y_i} \tag{4}$$

Deci solubilitatea gazului X în prezența unui element de aliere Y_i se poate stabili cunoscînd solubilitatea gazului în fierul pur χ_X^0 și coeficientul de activitate a acestuia $\gamma_X^{Y_i}$ în funcție de concentrația elementului de aliere.

Solubilitatea gazelor de tip X_2, ca de exemplu azot, hidrogen, oxigen etc. în fierul lichid depinde de temperatură:

$$\log \chi_X^0 = \frac{A}{T} + B \tag{5}$$

și a constituit obiectul multor cercetări. Astfel, pentru azot, după determinări recente [1], există relația:

$$\log \chi_N^0 = -\frac{297{,}57}{T} - 2{,}596 \tag{6}$$

Pentru hidrogen [2], [8], [9], deși datele diferă între diverși cercetători, se poate folosi relația:

$$\log \chi_H^0 = -\frac{1\,700}{T} - 1{,}95 \tag{7}$$

În vederea stabilirii solubilității unui gaz într-un oțel aliat, este necesar să se mai cunoască, conform relației (4), coeficientul de activitate a gazului X în funcție de concentrația elementelor de aliere Y_i la o temperatură dată.

Logaritmul coeficientului de activitate a elementului X în prezența elementelor Y, Z, ... etc., conform teoriei lui C. Wagner [3], poate fi dezvoltată într-o serie Taylor de forma:

$$\ln \gamma_X = \ln \gamma_X^0 + \varepsilon_X^Y \cdot y + \frac{1}{2}\varepsilon_X^{YY} \cdot y^2 + \ldots$$

$$\ldots \varepsilon_X^Z \cdot z + \frac{1}{2}\varepsilon_X^{YZ} \cdot yz + \ldots \tag{8}$$

în care ε_X^Y, ε_X^Z, ε_X^{YY}, ε_X^{YZ} ... etc. reprezintă parametrii de interacțiune (influența elementelor Y, Z etc. asupra lui X), iar y, z, ... concentrațiile băii în elementele Y, Z etc. exprimate în fracții molare.

În ultimii ani, pentru o serie de gaze și alte elemente aflate în mod curent în oțeluri, ca: azot, hidrogen, oxigen, carbon, sulf etc., s-a determinat influența concentrației unor elemente de aliere asupra solubilității și coeficienților de activitate la diferite temperaturi. Deși datele experimentale ale diferiților cercetători prezintă în multe cazuri o dispersie destul de însemnată, E. Schürmann și W. Kättlitz, pe baza acestora și a unor lucrări proprii [4], [5], au căutat să stabilească pentru azot și hidrogen, folosind metoda abaterilor pătratice minime, relații empirice pentru sisteme ternare Fe — X — Y_i astfel:

$$\log \gamma_X^{Y_i} = b\, y_i + c y_i^2 \tag{9}$$

în care coeficienții b și c sînt funcții de temperatură.

În tabelele 1 și 2 sînt cuprinși pentru azot și hidrogen coeficienții b și c la 1 600°C (recalculați în b' și c' spre a se utiliza logaritmii naturali) pentru unele elemente de aliere pe baza

Tabelul 1

Coeficienţii b', c' aferenţi relaţiei (10) şi factorii de echivalenţă pentru azot

Elementul de aliere	Coeficienţii		Factorul de echivalenţă $[k_N^{Y_i}]_{Si}$
	b'	c'	
B	3,978	9,622	0,798
Co	1,635	1,626	0,328
Ni	2,069	2,591	0,415
P	6,032	22,123	1,210
Si	4,985	15,111	1,000
Cr	−10,855	11,710	−2,177*
Mn	−4,560	2,066	−0,914*
Mo	− 5,536	3,046	−1,110*
W	− 3,213	0,350	−0,644*
Nb	−20,028	39,884	−4,017*
V	−19,060	36,268	−3,830*

* valabil pentru $y_i \rightarrow 0$

Tabelul 2

Coeficienţii b', c' aferenţi relaţiei (10) şi factorii de echivalenţă pentru hidrogen

Elementul de aliere	Coeficienţii		Factorul de echivalenţă $[k_H^{Y_i}]_{Si}$
	b'	c'	
B	2,731	4,372	0,865
Co	0,391	0,090	0,124
Ni	−0,537	0,169	−0,170
Cr	−0,764	0,342	−0,242
Mn	−0,442	0,115	−0,140
Mo	−0,480	0,135	−0,152
Nb	−2,028	2,420	−0,643
Ge	2,459	3,546	0,779
P	2,863	4,786	−0,905
Si	3,157	5,844	1,000
V	−1,534	1,326	−0,487
W	1,228	0,875	0,387

datelor furnizate de E. Schürmann şi W. Kättlitz. În figurile 1 şi 2 se arată curbele lui $\gamma_X^{Y_i}$ în funcţie de concentraţia elementului respectiv, exprimată în fracţii molare, pentru aceeaşi temperatură, folosind ecuaţii de gradul doi de forma :

$$ln\ \gamma_X^{Y_i} = b' y_i + c' y_i^2 \qquad (10)$$

Pentru cuprinderea relaţiilor respective într-una singură, s-a folosit metoda echivalenţei concentraţiilor. Această metodă consideră că acţiunea oricărui element de aliere Y_i asupra coeficientului de activitate a gazului X se poate reduce la acţiunea unui singur element ales ca element de referinţă Y_R, exprimînd concentraţia elementului Y_i în concentraţia echivalentă a elementului de referinţă $y_R^{Y_i}$. Aceasta se obţine prin multiplicarea concentraţiei elementului Y_i cu un factor de echivalenţă $[k_X^{Y_i}]_E$ specific fiecărui element :

$$y_X^{Y_i} = [k_X^{Y_i}]_E\ y_i \qquad (11)$$

Observînd alura curbelor din figurile 1 şi 2, se constată că, de exemplu, în cazul azotului creşterea conţinutului unor elemente de aliere (B, Si, P, Co ... etc.) conduce la majorarea

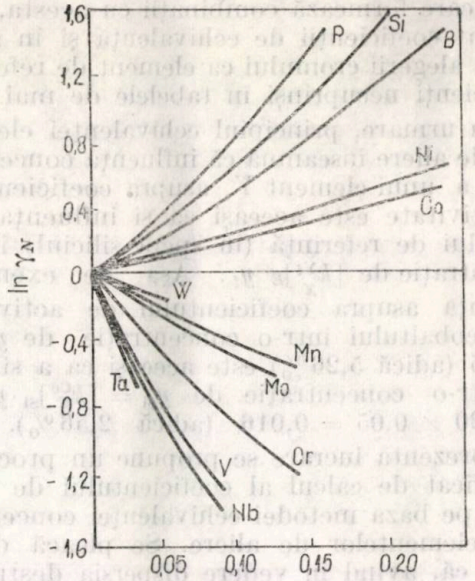


Fig. 1. Influenţa concentraţiei unor elemente de aliere asupra coeficienţilor de activitate a azotului la 1 600°C, exprimată pe baza unor relaţii de gradul doi

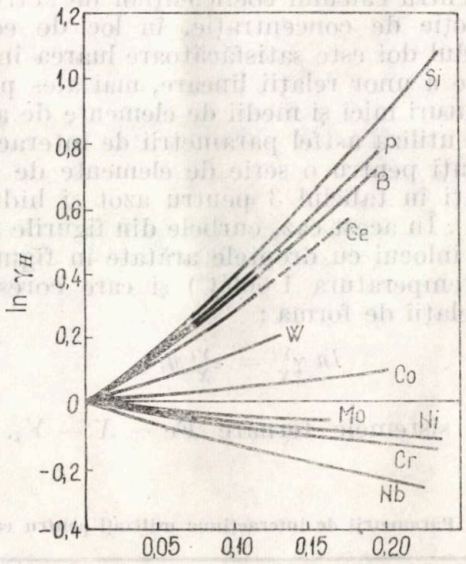


Fig. 2. Influenţa concentraţiei unor elemente de aliere asupra coeficienţilor de activitate a hidrogenului la 1 600°C, exprimată pe baza unor relaţii de gradul doi

coeficientului de activitate şi deci micşorarea solubilităţii, în timp ce creşterea concentraţiei altor elemente (în special cele care formează combinaţii cu azotul: Cr, Nb, V ... etc.) conduce la micşorarea coeficientului şi deci la

majorarea solubilității. Pentru această din urmă categorie de elemente de aliere, factorii de echivalență vor avea semn negativ, ceea ce va conduce în calcule la adoptarea în mod convențional a unor concentrații echivalente negative. În tabelele 1 și 2 s-au trecut și factorii specifici de echivalență pentru azot și hidrogen, luînd ca element de referință siliciul [4], [5]. Este de menționat că, în cazul azotului, în lucrările amintite, pentru elementele de aliere care formează combinații cu acesta, s-au calculat coeficienții de echivalență și în alternativa alegerii cromului ca element de referință (coeficienți necuprinși în tabelele de mai sus).

Prin urmare, principiul echivalenței elementelor de aliere înseamnă că influența concentrației y_i a unui element Y_i asupra coeficientului de activitate este aceeași ca și influența elementului de referință (în speță siliciul) într-o concentrație de $[k_X^{Yi}]_E \; y_i$. Așa de exemplu, influența asupra coeficientului de activitate γ_N a cobaltului într-o concentrație de $y_{Co} = 0{,}05$ (adică 5,26%) este aceeași ca a siliciului într-o concentrație de $y_{Si} = [k_N^{Co}]_{Si} \cdot y_{Co} = 0{,}320 \times 0{,}05 = 0{,}016$ (adică 2,56%).

În prezenta lucrare se propune un procedeu simplificat de calcul al coeficientului de activitate pe baza metodei echivalenței concentrațiilor elementelor de aliere. Se pleacă de la faptul că, avînd în vedere dispersia destul de mare a datelor experimentale obținute de diverși cercetători, față de curbele din figurile 1 și 2, pentru calculul coeficienților de activitate în funcție de concentrație, în loc de ecuații de gradul doi este satisfăcătoare luarea în considerare a unor relații lineare, mai ales pentru conținuturi mici și medii de elemente de aliere. Se pot utiliza astfel parametrii de interacțiune cunoscuți pentru o serie de elemente de aliere și redați în tabelul 3 pentru azot și hidrogen [2], [9]. În acest caz, curbele din figurile 1 și 2 se vor înlocui cu dreptele arătate în figurile 3 și 4 (temperatura 1 600°C) și care corespund unor relații de forma :

$$ln\, \gamma_X^{Yi} = \varepsilon_X^{Yi}\, y_i \qquad (12)$$

pentru sistemele ternare Fe — X — Y_i.

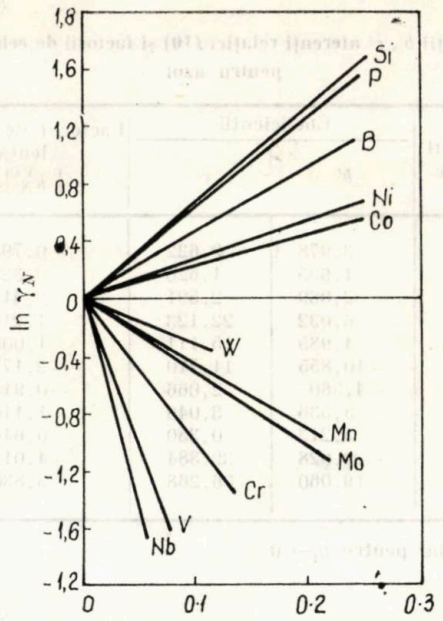


Fig. 3. Influența concentrației unor elemente de aliere asupra coeficienților de activitate a azotului la 1 600°C, exprimată pe baza unor relații lineare

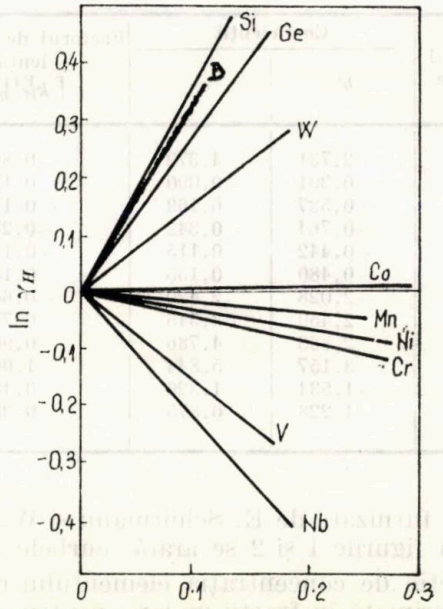


Fig. 4. Influența concentrației unor elemente de aliere asupra coeficienților de activitate a hidrogenului la 1 600°C, exprimată pe baza unor relații lineare

Tabelul 3

Parametrii de interacțiune utilizați pentru calculul coeficientului de activitate a azotului și hidrogenului

Elementul de aliere	B	Co	Ni	Cr	Mn	Mo	Nb	Ge	P	Si	V	W
ε_N^{Yi}	4,51	2,13	2,61	−10,00	−4,52	−5,47	−26,50	—	6,58	6,64	−20,9	−3,81
ε_H^{Yi}	3,03	0,16	−0,37	−0,42	−0,22	−0,02	−2,19	−2,76	—	3,55	−1,54	1,54

Luînd ca element de referinţă siliciul, pentru acest procedeu de calcul simplificat s-au determinat factorii de echivalenţă specifici $[k_X^{Y_i}]_{Si}$, la o serie de elemente de aliere pentru care s-a dispus de date suficient de certe (tab. 4).

S-a folosit relaţia (11):

$$[k_X^{Y_i}]_{Si} = \left| \frac{y_{SiE}^{Y_i}}{y_i} \right|_{\ln \gamma_X^{Y_i} = \text{const.}} = \frac{\varepsilon_X^{Y_i}}{\varepsilon_X^{Si}} \qquad (13)$$

Tabelul 4

Factorii de echivalenţă determinaţi pentru calculul coeficienţilor de activitate γ_N şi γ_H pe baza relaţiilor (13)

Elementul de aliere	$[k_N^{Y_i}]_{Si}$	$[k_H^{Y_i}]_{Si}$
B	0,679	0,852
Co	0,320	0,045
Ni	0,393	−0,104
Cr	−1,505	−0,117
Mn	−0,691	−0,061
Mo	−0,824	−0,006
Nb	−3,987	−0,615
Ge	—	0,778
P	0,990	—
Si	1,000	1,000
V	−3,145	−0,434
W	−0,573	0,434

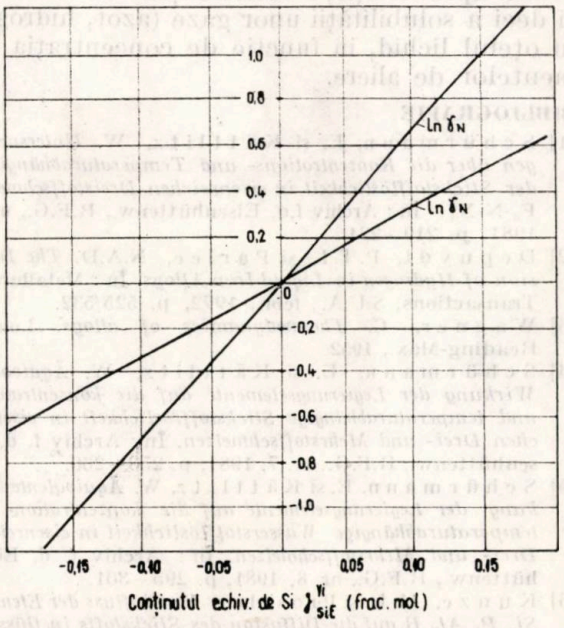


Fig. 5. Grafic pentru determinarea coeficienţilor de activitate a azotului şi hidrogenului în funcţie de concentraţia elementelor de aliere pentru 1 600°C prin metoda simplificată a concentraţiilor echivalente

În figura 5 sînt prezentate graficele pe baza cărora se pot calcula valorile coeficienţilor specifici de activitate a azotului şi hidrogenului la 1 600°C, în funcţie de conţinutul în elemente de aliere al oţelului, prin metoda simplificată propusă mai sus, folosind concentraţii echivalente de siliciu $Y_{Si_E}^i$, grafice care corespund relaţiilor:

$$\ln \gamma_N^{Y_i} = \varepsilon_N^{Si} \cdot y_{Si_E}^i = \varepsilon_N^{Si} [k_N^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i = 6{,}64 \cdot [k_N^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i \qquad (14)$$

$$\ln \gamma_H^{Y_i} = \varepsilon_H^{Si} \cdot y_{Si_E} = \varepsilon_H^{Si} [k_H^{Y_i}] \cdot y_i = 3{,}55\ [k_H^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i \qquad (15)$$

şi în care factorii de echivalenţă şi deci şi concentraţiile elementului de referinţă pot avea valori pozitive sau negative.

În tabelul 5 se compară coeficienţii de activitate a azotului şi hidrogenului, calculaţi prin cele două metode (ecuaţii de gradul doi, respectiv relaţii lineare) pentru o concentraţie a

Tabelul 5

Comparaţia coeficienţilor de activitate a azotului şi hidrogenului calculaţi prin cele două metode pentru o concentraţie y_i = 0,05 fracţii molare

Elementul de aliere	$\ln \gamma_N^{Y_i}$		$\ln \gamma_H^{Y_i}$	
	După rel. (14)	După [4]	După rel.(15)	După [5]
B	0,228	0,224	0,151	0,148
Si	0,332	0,286	0,177	0,173
P	0,328	0,358	—	0,155
Cr	−0,500	−0,512	−0,021	−0,038
V	−1,080	−0,863	−0,077	−0,073
W	−0,190	−0,160	0,077	0,063
Ni	−0,129	−0,112	−0,018	−0,026
Co	0,109	0,086	0,008	0,019
Mo	−0,274	−0,268	—	−0,024
Mn	−0,230	−0,222	−0,011	−0,022
Nb	−1,330	−0,900	−0,109	−0,095
Ge	—	—	0,137	0,132

elementelor de aliere de 0,05 exprimată în fracţii molare. Se poate considera că, în majoritatea cazurilor, diferenţele nu sînt semnificative dacă se au în vedere valorile destul de diferite indicate în literatura de specialitate de diverşi autori, atît pentru solubilitatea azotului şi hidrogenului, cît mai ales pentru parametrii de interacţiune ai hidrogenului.

Este de menţionat că metoda este susceptibilă de sensibile îmbunătăţiri sub aspectul preciziei rezultatelor, pe măsură ce se va dispune de valori mai exacte ale parametrilor de interacţiune.

În continuare se arată cîteva exemple de calcul prin metoda propusă. Astfel:

— Unei concentraţii de nichel $y_{Ni} = 0{,}05$ îi corespunde o concentraţie echivalentă de siliciu de:

$$y_{SiE}^{Ni} = [k_N^{Ni}]_{Si} \cdot y_{Ni} = 0{,}393 \times 0{,}05 = 0{,}0196$$

rezultînd pentru logaritmul coeficientului de activitate:

$$\ln \gamma_N^{Ni} = \varepsilon_N^{Si} \cdot y_{SiE}^{Ni} = 6{,}64 \times 0{,}0196 = 0{,}129,$$

valoare ce se poate regăsi și în diagrama prezentată în figura 5.

— La concentrația de crom de $y_{Cr} = 0{,}05$ (adică 4,7% Cr) corespunde o concentrație echivalentă de siliciu de :

$$y_{SiE}^{Cr} = [k_N^{Cr}]_{Si} \cdot y_{Cr} = -1{,}505 \times 0{,}05 = -0{,}0753,$$

rezultînd pentru logaritmul coeficientului de activitate valoarea de :

$$\ln \gamma_N^{Cr} = \varepsilon_N^{Si} \cdot y_{SiE}^{Cr} = 6{,}64\ (-0{,}0753) = -0{,}500,$$

care corespunde valorii citite pe diagrama menționată.

— Pentru concentrația de molibden de $y_{Mo} = 0{,}01$ (adică 1,7% Mo), corespunde o concentrație echivalentă de siliciu de :

$$y_{SiE}^{Mo} = [k_N^{Mo}]_{Si} \cdot y_{Mo} = -0{,}824 \cdot 0{,}01 = -0{,}0083,$$

rezultînd pentru coeficientul de activitate :

$$\ln \gamma_N^{Mo} = \varepsilon_N^{Si} \cdot y_{SiE}^{Mo} = 6{,}64\ (-0{,}0083) = -0{,}055,$$

verificabil și pe diagrama din figura 5.

Metoda se poate aplica și la calculul coeficientului de activitate pentru un sistem cu mai mulți componenți. Se pleacă de la ipoteza că influența identică a concentrației elementului de echivalență cu aceea a unui element de aliere oarecare Y_i asupra coeficientului de activitate $\gamma_X^{Y_i}$, găsită pentru un sistem ternar $Fe-X-Y$, este aceeași și în cazul unui aliaj complex, cînd sînt prezente mai multe elemente de aliere $Fe-X-Y_1-Y_2-Y_3 \ldots \ldots$; concentrația y_i a fiecărui element se poate exprima în concentrațiile echivalente ale elementului de referință y_{SiE}^{i}, acestea putîndu-se apoi însuma, rezultînd o valoare totală a concentrațiilor : $\sum_{i=1}^{n} y_{SiE}^{i}$.

Astfel, revenind la exemplele arătate mai sus, influența concomitentă a nichelului, cromului și molibdenului într-un oțel $Cr-Ni-Mo$ asupra coeficientului de activitate a azotului se poate calcula pe baza însumării concentrațiilor echivalente de siliciu :

$$\ln \gamma_N^{Cr,Ni,Mo} = \varepsilon_N^{Si}(y_{SiE}^{Cr} + y_{SiE}^{Ni} + y_{SiE}^{Mo}) =$$

$$= 6{,}64\ (-0{,}0753 + 0{,}0196 - 0{,}0083) = -0{,}425,$$

valoare ce rezultă și prin însumarea coeficienților de activitate pentru fiecare element. Această posibilitate a însumării directe rezultă implicit din definiția factorilor de echivalență, după cum se arată mai jos :

$$\ln \gamma_N^{Cr,Ni,Mo} = \varepsilon_N^{Si} \{[k_N^{Ni}]_{Si} \cdot y_{Ni} + [k_N^{Cr}]_{Si} \cdot y_{Cr} +$$

$$+ [k_N^{Mo}]_{Si} \cdot y_{Mo}\} = \varepsilon_N^{Si} \left\{ \frac{y_{SiE}^{Ni}}{y_{Ni}} y_{Ni} + \frac{y_{SiE}^{Cr}}{y_{Cr}} y_{Cr} + \right.$$

$$\left. + \frac{y_{SiE}^{Mo}}{y_{Mo}} y_{Mo} \right\} = \varepsilon_N^{Si} \{y_{SiE}^{Ni} + y_{SiE}^{Cr} + y_{SiE}^{Mo}\}$$

sau în general :

$$\ln \gamma_X^{Y_1, Y_2, \ldots Y_n} = \varepsilon_X^{Si} \cdot \sum_{i=1}^{n} y_{SiE} \qquad (16)$$

Cercetările experimentale întreprinse pentru verificarea aplicabilității calculului coeficientului de activitate, respectiv a solubilității prin metoda echivalenței concentrațiilor și pentru sistemele cu mai mulți componenți au arătat o concordanță bună între datele calculate și cele măsurate, neobservîndu-se abateri sistematice între ele [4], [5].

Este de menționat că, în considerentele prezentate mai sus nu s-a abordat problema influenței temperaturii, datele referindu-se la $t = 1\,600°C$. Prin studierea și a influenței temperaturii, metoda echivalenței concentrațiilor are un domeniu mai întins de aplicații, permițînd determinarea și a unor mărimi energetice parțiale ale gazelor într-un sistem $Fe-X-Y_i$ (entalpia $\overline{\Delta H}_X^{Y_i}$, entropia $\overline{\Delta S}_X^{Y_i}$) mărimi legate de coeficienții de activitate prin relația :

$$\ln \gamma_X^{Y_i} = \frac{1}{R}\left(\frac{\overline{\Delta H}_X^{Y_i}}{T} - \overline{\Delta S}_X^{Y_i}\right), \qquad (17)$$

în care R reprezintă constanta gazelor.

În concluzie, metoda echivalenței concentrațiilor sub formă simplificată, propusă în prezenta lucrare, poate fi considerată satisfăcătoare pentru determinarea, cel puțin într-o primă aproximație, a coeficienților de activitate și deci a solubilității unor gaze (azot, hidrogen) în oțelul lichid, în funcție de concentrația elementelor de aliere.

BIBLIOGRAFIE

[1] Schürmann, E. și Kättlitz, W. *Untersuchungen über die Konzentrations- und Temperaturabhängigkeit der Stickstofflöslichkeit in eisenreichen Dreistoffschmelzen, Fe-N-X_i.* În : Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 6, 1981, p. 219–224.

[2] Depuydt, P.T.L. și Parlee, N.A.D. *The Diffusion of Hydrogen in Liquid Iron Alloys.* În : Metallurgical Transactions, S.U.A., febr., 1972, p. 525/532.

[3] Wagner, C. *Thermodynamics of alloys.* Londra, Reading-Max., 1952.

[4] Schürmann, E. și Kättlitz, W. *Äquivalente Wirkung der Legierungselemente auf die konzentrations- und temperaturabhängige Stickstofflöslichkeit in eisenreichen Drei- und Mehrstoffschmelzen.* În : Archiv f. d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 7. 1981, p. 253–260.

[5] Schürmann, E. și Kättlitz, W. *Äquivalente Wirkung der Legierungselemente auf die konzentration- und temperaturabhängige Wasserstofflöslichkeit in eisenreichen Drei- und Mehrstoffschmelzen.* În : Archiv f. d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 8, 1981, p. 295–301.

[6] Kunze, H. D. și Pröstler, L. *Einfluss der Elemente Si, P, Al, B auf die Diffusion des Stickstoffs in flüssigen Eisenlegierungen.* În : Archiv f. d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 11. 1976, p. 671–674.

[7] Apa, L. *Evaluarea parametrilor de interacțiune chimică ai unor elemente de aliere din oțelul lichid cu ajutorul coeficienților caracteristici de vaporizare.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 12, 1975, p. 601–603.

[8] Boorstein, W. M. și Pehlke, R. D. *Measurement of Hydrogen Solubility in Liquid Iron Alloys. Employing a Constant Volume Technique.* În : Metallurgical Transactions, S.U.A., febr., 1974, p. 399–405.

[9] Nguen, N. și alții *Solubilitatea hidrogenului în aliaje binare pe bază de fier.* În : Izvestiia Ak. Nauk CCCP, Metalli, U.R.S.S., nr. 4, 1972. p. 18–24.

Dr. ing. Gh. Coman și dr. ing. A. Dima
Institutul politehnic — Iași

Considerații privind exploatarea eficientă a cuptoarelor industriale

CZ: 669.041 : 621.311.152

Cuptoarele industriale de încălzire reprezintă agregatul termic complex, mare consumator de energie, care realizează „caldul" la parametrii optimi de utilizare. În acest context rezultă că importante reduceri de consum energetic se pot realiza prin utilizarea eficientă a cuptoarelor de încălzire, prin respectarea cu strictețe a disciplinei tehnologice.

Este cunoscut de specialiștii din sectoarele calde că importante reduceri energetice se pot realiza prin :

— respectarea riguroasă a parametrilor de lucru ;

— încărcarea la capacitatea nominală a tuturor utilajelor ;

— urmărirea zilnică a consumurilor normate de energie și combustibil.

Principalele modalități de reducere a consumului energetic la cuptoarele de încălzire se grupează în două mari grupe și anume :

— calculul analitic al regimurilor termice de încălzire a semifabricatelor, calcul realizat pentru fiecare marcă de oțel, pentru fiecare mărime și formă constructivă de semifabricat, pentru tipul de cuptor în care se realizează „caldul" și pentru fiecare tip de proces tehnologic de cald la care va fi supus ulterior semifabricatul încălzit ;

— utilizarea și însușirea corespunzătoare a unei funcționări optime a cuptorului și utilajelor anexe ale acestuia, în vederea realizării unui anumit ciclu termic de încălzire, în funcție de numărul de semifabricate, mărimea acestora și temperatura prescrisă, grup de operații cunoscut în literatura de specialitate sub denumirea generală „to know how" (a ști cum) (fig. 1).

Obținerea de economii energetice importante în exploatarea cuptoarelor, conform metodologiei de tip „to know how" concepute, se bazează pe trei direcții principale, și anume : „from what" (din ce) ; „with what" (cu ce) ; „for what" (pentru ce).

În esență această metodologie, pentru un proces tehnologic de fabricație, constă din a alege materialul optim pentru obținerea de repere cu caracteristici fizico-mecanice dorite, de a avea „cu ce" realiza tehnologia optimă de fabricație și „pentru ce", de a fi utilizate în mod eficient în componența anumitor ansambluri.

Privind numai exploatarea cuptoarelor de încălzire, metodologia concepută reliefează încărcarea optimă a cuptoarelor cu semifabricate „din ce", adoptarea tipului de cuptor ce poate realiza caldul la productivitatea dorită „cu ce",

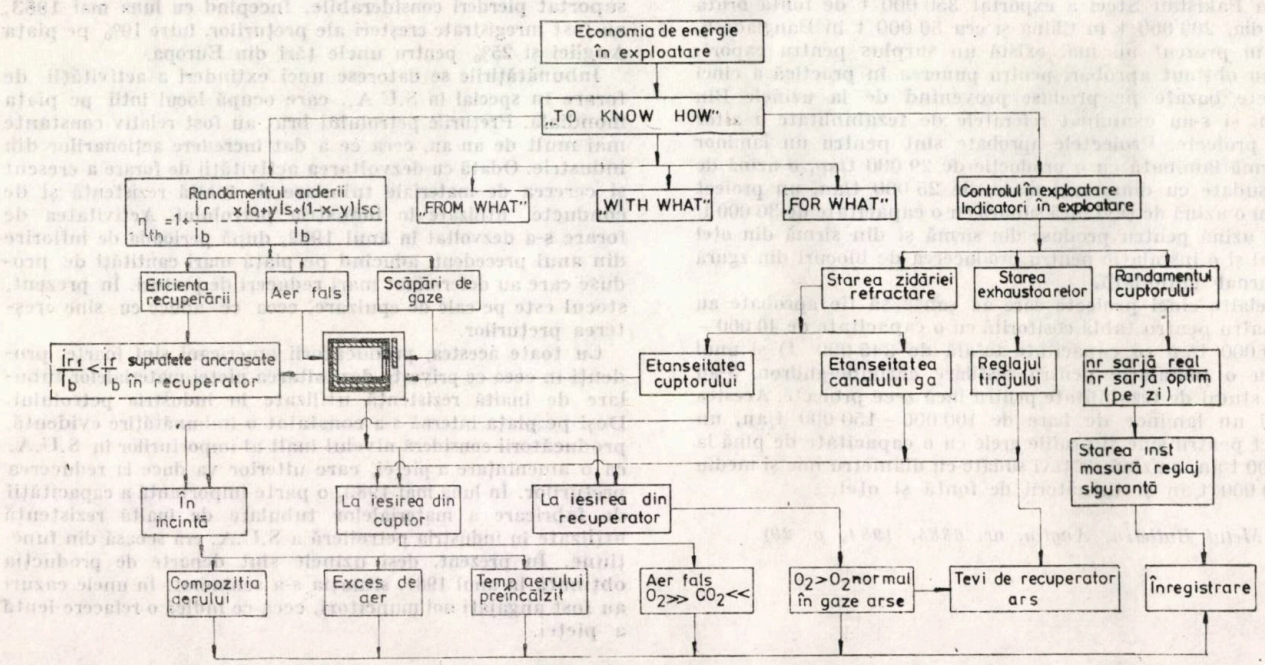


Fig. 1. Reprezentarea grafică a metodologiei „to know how" concepute pentru studiul în exploatare a cuptoarelor

cuptor ce permite obținerea ciclului termic optim la productivitatea dorită „pentru ce".

Aceste deziderate se pot realiza pornind de la analiza randamentului arderii combustibilului utilizat și prin controlul în exploatare a cuptorului în care se realizează caldul.

Conform acestei metodologii, principalele direcții de acțiune pentru reducerea consumurilor energetice se pot grupa astfel:

— producerea și utilizarea căldurii în cuptor;

— drumul parcurs de căldură prin cuptor și utilizarea eficientă a recuperării conținutului de căldură din gazele arse prin procedee de recuperare primare și secundare;

— limitarea la minimum a pierderelor de căldură prin etanșarea corespunzătoare a cuptorului și traseului de gaze arse;

— încărcarea optimă a cuptoarelor cu semifabricate;

— studierea forței ascensionale în spațiul cuptorului și utilizarea acesteia pentru recircularea unei cantități importante de gaze arse;

— limitarea scăpărilor de gaze și a aerului fals la valori cît mai reduse;

— utilizarea de mijloace eficiente de uniformizare a temperaturii în incinta cuptorului, mijloace care să conducă la consumuri energetice minime.

Metodologia de realizare și supraveghere a funcționării cuptorului este redată în figura 1.

Studierea funcționării cuptorului trebuie făcută periodic, putînd astfel interveni în momentul cînd apar anomalii în funcționarea optimă a acestuia direct asupra factorului ce conduce la o utilizare nerațională în exploatare a utilajului. De menționat că metodologia concepută se poate adapta pentru orice tip de cuptor industrial de încălzire utilizat pentru prelucrări la cald sau pentru elaborarea de aliaje.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brunklaus, S. H. *Cuptoare industriale*. București, E.T., 1977.

[2] Dima, A. *Agregate și instalații termice în metalurgie*, vol. I., I.P. Iași, 1981.

[3] Dima, A. ș. a. *Posibilități privind reducerea consumului de energie la cuptoarele de încălzire*. Ses. de comunic. șt. „Fortus 83" Iași, 15 — 16 decembrie, 1983.

DOCUMENTARE

Firma Pakistan Steel începe să producă tablă subțire

Firma Pakistan Steel Mills Corp., care a demarat la mijlocul lunii decembrie operațiile de probă la laminorul de benzi la cald de la uzinele Bin Qasim, a început deja să producă la scară comercială tablă laminată la cald, producția urmînd a fi de 400 000—500 000 t/an. În luna decembrie a acestui an, firma și-a programat să înceapă producția de tablă laminată la rece (90 000 t/an) și de tablă galvanizată (1 000 t/an). Firma Pakistan Steel a exportat 350 000 t de fontă brută în India, 200 000 t în China și cca 80 000 t în Bangladesh, însă în prezent nu mai există un surplus pentru export.

S-au obținut aprobări pentru punerea în practică a cinci proiecte bazate pe produse provenind de la uzinele Bin Qasim și s-au examinat referatele de fezabiblitate a altor cinci proiecte. Proiectele aprobate sînt pentru un laminor de sîrmă laminată cu o producție de 29 000 t/an, o uzină de țevi sudate cu diametrul mare, de 25 000 t/an, un proiect pentru o uzină de țevi fără sudură cu o capacitate de 30 000 t/an, o uzină pentru produse din sîrmă și din sîrmă din oțel special și o instalație pentru producerea de blocuri din zgură de furnal granulată.

Celelalte cinci proiecte care au șanse să fie aprobate au fost patru pentru tablă cositorită cu o capacitate de 40 000—150 000 t/an (o capacitate totală de 345 000 t) și unul pentru o instalație pentru distilare cărbune-gudron. S-au făcut studii de fezabilitate pentru încă zece proiecte. Acestea includ un laminor de bare de 100 000—150 000 t/an, un proiect pentru șine și profile grele cu o capacitate de pînă la 200 000 t/an, o uzină de țevi sudate cu diametru mic și mediu de 10 000 t/an și turnătorii de fontă și oțel.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6885, 1984, p. 29*)

Dezvoltarea treptată a pieței materialelor tubulare de înaltă rezistență utilizate în industria petrolului

Piața de țevi fără sudură, atît a țărilor membre ale Pieței Comune, cît și a S.U.A. și în special sectorul materialelor tubulare de înaltă rezistență, utilizate în industria petrolului, a înregistrat semnele unei creșteri treptate, începînd cu anul 1984. Pentru producători, acest fapt a constituit o redresare foarte necesară, deoarece în ultimii doi ani au suportat pierderi considerabile. Începînd cu luna mai 1983, au fost înregistrate creșteri ale prețurilor, între 10% pe piața Angliei și 25% pentru unele țări din Europa.

Îmbunătățirile se datoresc unei extinderi a activității de forare în special în S.U.A., care ocupă locul întîi pe piața mondială. Prețurile petrolului brut au fost relativ constante mai mult de un an, ceea ce a dat încredere acționarilor din industrie. Odată cu dezvoltarea activității de forare a crescut și cererea de materiale tubulare de înaltă rezistență și de conducte utilizate în industria petrolului. Activitatea de forare s-a dezvoltat în anul 1982, după perioada de înflorire din anul precedent, aducînd pe piață mari cantități de produse care au determinat mari reduceri de prețuri. În prezent, stocul este pe cale de epuizare, ceea ce aduce cu sine creșterea prețurilor.

Cu toate acestea, producătorii americani sînt foarte prudenți în ceea ce privește dezvoltarea pieței materialelor tubulare de înaltă rezistență utilizate în industria petrolului. Deși pe piața internă s-a constatat o îmbunătățire evidentă, producătorii consideră nivelul înalt al importurilor în S.U.A. ca o amenințare a pieței, care ulterior va duce la reducerea prețurilor. În luna mai 1983, o parte importantă a capacității de fabricare a materialelor tubulare de înaltă rezistență utilizate în industria petrolieră a S.U.A. era scoasă din funcțiune. În prezent, deși uzinele sînt departe de producția obținută în anul 1981, situația s-a schimbat. În unele cazuri au fost angajați noi muncitori, ceea ce indică o refacere lentă a pieței.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6888, 1984, p. 33*)

Ing. R. Şaban şi ing. M. V. Suciu
Institutul politehnic — Bucureşti

Cercetări experimentale privind morfologia carburilor la deformarea plastică a unui oţel rapid microaliat cu niobiu

CZ : 539.374 : 669.14.018.252.3

Creşterea tehnicităţii proceselor de prelucrare prin aşchiere odată cu introducerea maşinilor cu comandă numerică şi a maşinilor-unelte agregat determină îmbunătăţirea continuă a calităţii sculelor aşchietoare, necesitînd noi mărci de oţeluri şi tehnologii de prelucrare specifice acestora.

În perioada actuală, caracteristica fabricaţiei oţelurilor rapide pentru scule o reprezintă marea varietate a compoziţiilor chimice datorită pe de o parte destinaţiilor sculelor aşchietoare, iar pe de altă parte fluctuaţiei de preţuri şi ofertă a elementelor de aliere pe piaţa mondială.

Astfel în S.U.A. producţia de oţel rapid este orientată spre mărci din clasa 2—9—2 (2W—9Mo—2V), în vreme ce în Europa ponderea producţiei de oţeluri rapide este îndreptată spre clasa 6—5—2 (6W—5Mo—2V).

Producţia de scule din oţeluri cu conţinut ridicat de wolfram este în continuă scădere, datorită deficitului şi preţului ridicat al acestui element.

Cercetările întreprinse în prezent au ca scop realizarea unor noi mărci de oţeluri rapide, prin micşorarea conţinutului elementelor de aliere clasice (W, Mo) şi introducerea unor noi elemente (Si, Nb) în compoziţia chimică a acestora.

În acest cadru vor fi prezentate în continuare rezultatele cercetărilor experimentale obţinute într-o primă fază, privind deformarea plastică şi tratamentul termic preliminar al unui oţel rapid cu conţinut scăzut de elemente de aliere, aliat cu niobiu.

Elaborarea şarjei s-a realizat într-un cuptor cu inducţie cu o capacitate de 50 kg şi o putere instalată de 120 kW.

Şarja de oţel lichid a fost turnată într-o lingotieră invers conică cu secţiunea rotundă, obţinîndu-se un singur lingou pe şarjă de 26,5kg.

S-a folosit maselotieră căptuşită cu material termoizolant, iar la umplerea acesteia cu oţel lichid s-a utilizat amestec exoterm antiretasură. S-a practicat metoda de turnare directă.

Pentru a se asigura protecţia faţă de acţiunea oxigenului atmosferic şi degazarea băii metalice (eliminarea azotului şi hidrogenului) în partea finală a elaborării, după aliere, deasupra băii metalice s-a menţinut o perdea de argon.

Analiza chimică prezentată în tabelul 1 a fost realizată pe un aparat tip „Quantovac".

În continuare au fost îndepărtate maselota şi piciorul lingoului prin tăiere la o maşină cu disc abraziv.

Din zona de mijloc rămasă au fost prelevate probe reprezentînd centrul secţiunii transversale.

Pe aceste probe au fost efectuate analize metalografice la microscopul optic tip „Reichert" şi determinări de număr de carburi şi mărimi pe clase de dimensiuni a acestora pe aparat tip „Quantimet 720 Imanco MR".

Microstructura oţelului în stare turnată este reprezentată în figura 1.

Se observă aspectul fin al reţelei de ledeburită, datorat conţinutului redus de elemente de aliere şi dimensiunilor lingoului, precum şi tendinţa de fărîmiţare a reţelei, rezultat al prezenţei în compoziţia chimică a niobiului.

Determinarea numărului carburilor şi a distribuţiei acestora pe clase de dimensiuni a fost realizată prin studierea a 20 de cîmpuri microscopice.

Suprafaţa medie ocupată de carburi, raportată la suprafaţa totală analizată, reprezintă 20,08%. Diametrul mediu al carburilor este de 0,0108 mm.

Distribuţia carburilor pe clase de dimensiuni este prezentată în tabelul 2.

Tabelul 1

Compoziţia chimică determinată pe proba prelevată din lingou

Denumirea elementului	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Nb
%	0,92	0,70	0,29	0,010	0,018	3,97	3,30	1,98	3,25	1,02

Tabelul 2

Distribuţia carburilor pe clase de dimensiuni la proba în stare turnată

Clasa de dimensiuni [μ]	0–2	2–4	4–8	8–16	16–32	32–64	64–128	> 128
Număr de carburi	1 814	763	494	415	210	26,53	–	–

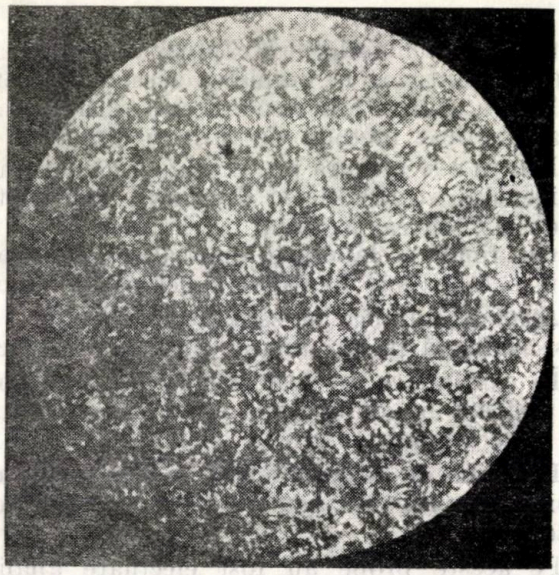


Fig. 1. Microstructura oţelului în stare turnată (100 : 1)

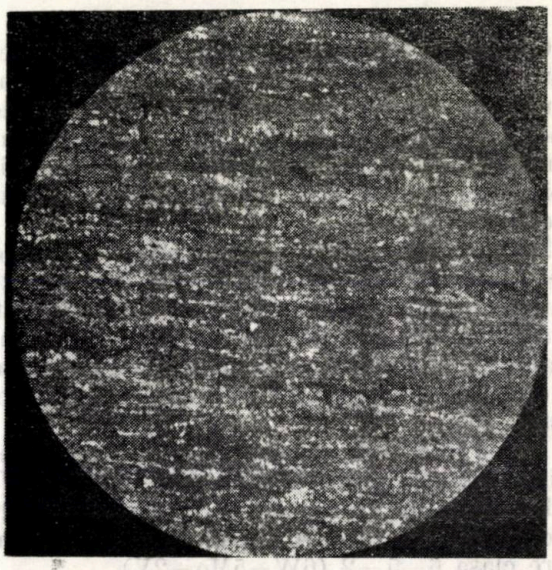


Fig. 3. Microstructura în secţiune longitudinală a semifabricatului forjat 25 × 25 mm (100 : 1)

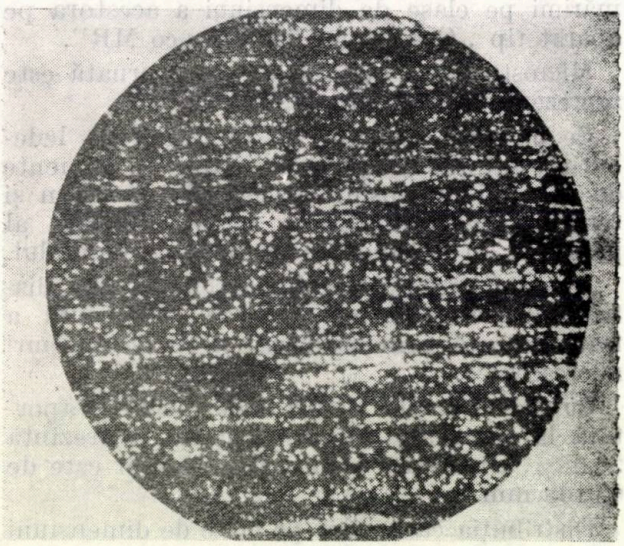


Fig. 2. Microstructura în secţiune longitudinală a semifabricatului forjat 40 × 40 mm (100 : 1)

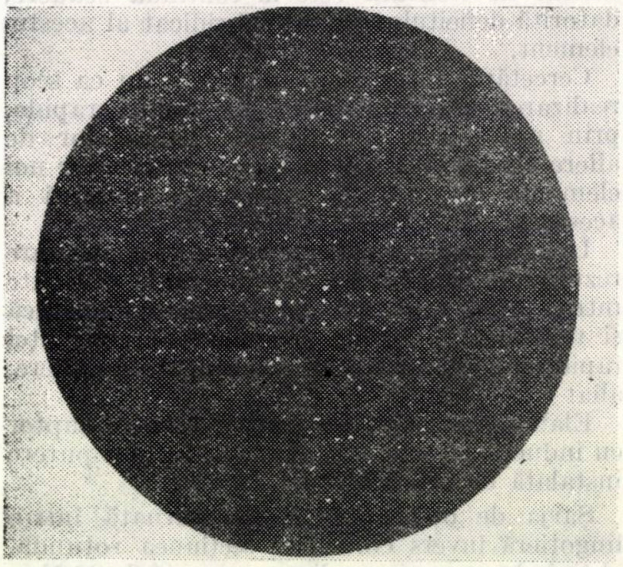


Fig. 4. Microstructura în secţiune longitudinală a semifabricatului forjat 14 × 14 mm (100 : 1)

Prelucrarea părţii centrale a lingoului a continuat prin forjarea acesteia pe un ciocan de forjare liberă de 400 daN.

Forjarea s-a efectuat prin întindere cu repartizare între scule plane.

S-au obţinut bare de secţiune pătrată cu latura de 40 mm, 25 mm şi 14 mm.

Din fiecare dimensiune de bară au fost prelevate probe pentru analiză metalografică şi pentru determinarea mărimii şi distribuţiei carburilor.

Analiza metalografică a fost efectuată pe probe prelevate atît pe direcţie longitudinală, cît şi pe direcţie transversală.

Microstructurile obţinute pe direcţie longitudinală sînt prezentate în figurile 2, 3 şi 4.

Coroiajul total obţinut la forjarea celor trei dimensiuni de semifabricat corespunde valorii

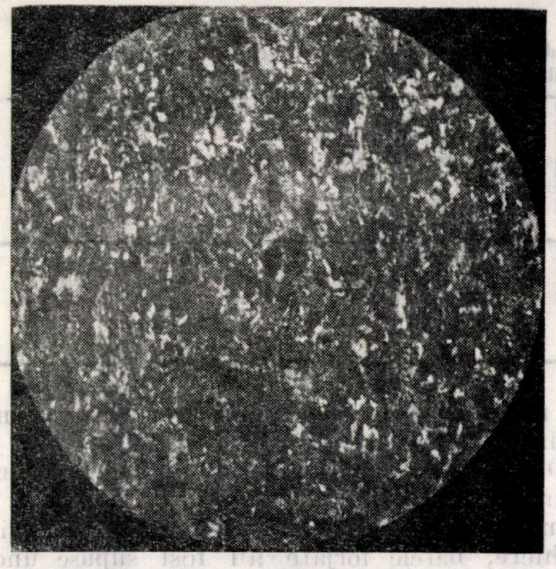


Fig. 5. Microstructura în secțiune transversală a semifabricatului forjat 40 × 40 mm (100 : 1)

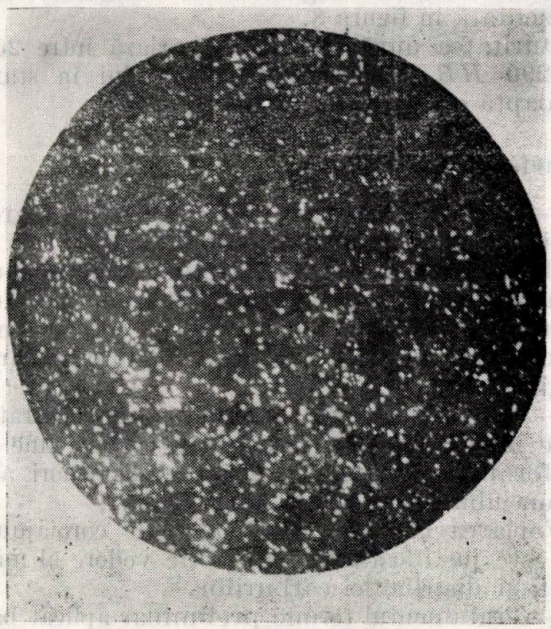


Fig. 6. Microstructura în secțiune transversală a semifabricatului forjat 25 × 25 mm (100 : 1)

de 8,35 pentru secțiunea 40 × 40 mm, 21,40 pentru secțiunea 25 × 25 mm și 68,0 pentru secțiunea 14 × 14 mm.

Punctajul de carburi obținut scade pe măsura creșterii valorii coroiajului.

Astfel, pe direcție longitudinală la valoarea coroiajului de 8,35 corespunde un punctaj de carburi de mărime 5, la coroiaj 21,40 punctajul de carburi este 3, iar la coroiaj 68,0 punctajul de carburi devine 1.

Microstructurile obținute pe direcție transversală sînt prezentate în figurile 5,6 și 7.

Din analiza microstructurilor realizate pe cele două direcții, se constată o puternică fărîmițare a rețelei de ledeburită rezultată din tur-

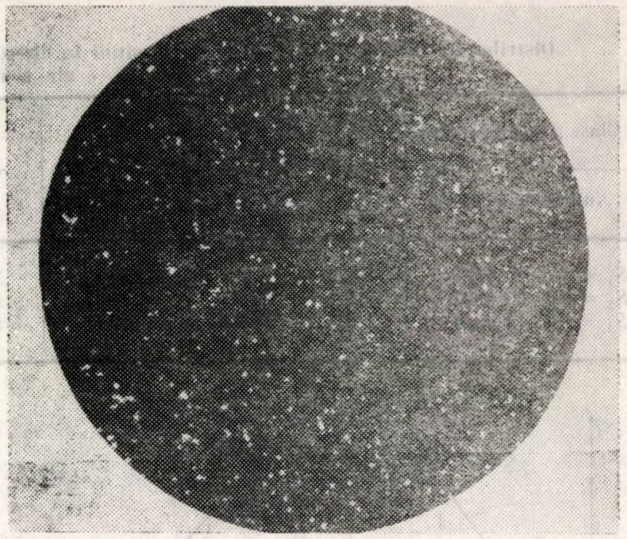


Fig. 7. Microstructura în secțiune transversală a semifabricatului forjat 14 × 14 mm (100 : 1)

nare, cu creșterea valorii coroiajului. De asemenea micșorarea segregației de carburi este însoțită de creșterea gradului de uniformitate a distribuției carburilor pe secțiune.

Variația dimensiunilor și distribuției carburilor pentru diferite valori ale coroiajului este evidențiată și de analiza realizată pe aparatul tip „Quantimet".

Determinările au fost efectuate pe probe în secțiune longitudinală, prin analiza unui număr de 20 cîmpuri microscopice.

Suprafața medie ocupată de carburi, raportată la suprafața totală analizată, reprezintă 4,26% pentru semifabricatul obținut cu coroiaj 8,35, în cazul semifabricatului obținut cu coroiaj 21,40, această suprafață reprezintă 3,11%, iar pentru semifabricatul corespunzător coroiajului de 68,0, suprafața carburilor reprezintă doar 1,37%.

Aceste valori confirmă rezultatele analizei microscopice privind creșterea uniformității repartiției carburilor pe secțiune cu creșterea valorii coroiajului.

Gradul de fărîmițare a carburilor este evidențiat de valoarea diametrului mediu al carburilor care este 0,021 mm pentru semifabricatul de secțiune 40 × 40 mm și 0,018 mm pentru semifabricatele de secțiune 25 × 25 mm și 14 × 14 mm.

Distribuția carburilor pe clase de dimensiuni pentru cele trei valori ale secțiunii semifabricatelor este prezentată în tabelul 3.

Se observă că pe măsura reducerii dimensiunilor semifabricatului numărul de carburi situate în clasele de dimensiuni mari se micșorează. Astfel, pentru semifabricatul de secțiune 40 × 40 mm există carburi pînă la clasa de dimensiuni 32—64 μ, în vreme ce pentru semifabricatele de dimensiuni 25 × 25 mm și 14 ×

Tabelul 3

Distribuția carburilor pe clase de dimensiuni în direcție longitudinală, corespunzătoare celor trei dimensiuni ale semifabricatului

Clase de dimensiuni [μ] / Număr de carburi	0—2	2—4	4—8	8—16	16—32	32—64	64—128	>128
$S_1 = 40 \times 40$ mm	5 823	2 105	793,5	141,2	8,778	0,390	—	—
$S_2 = 25 \times 25$ mm	4 664	1 879	574,1	111,8	10,73	—	—	—
$S_3 = 14 \times 14$ mm	3 232	868,6	143,7	5,657	0,390	—	—	—

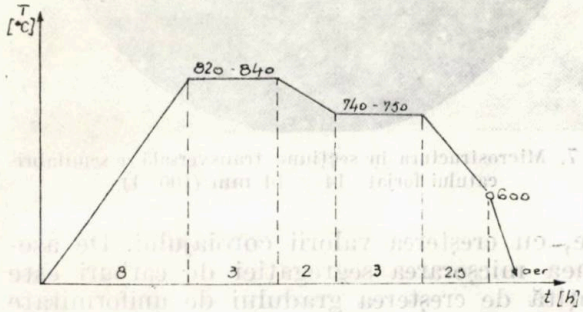


Fig. 8. Diagrama recoacerii aplicată barelor forjate, în vederea asigurării prelucrabilității prin așchiere

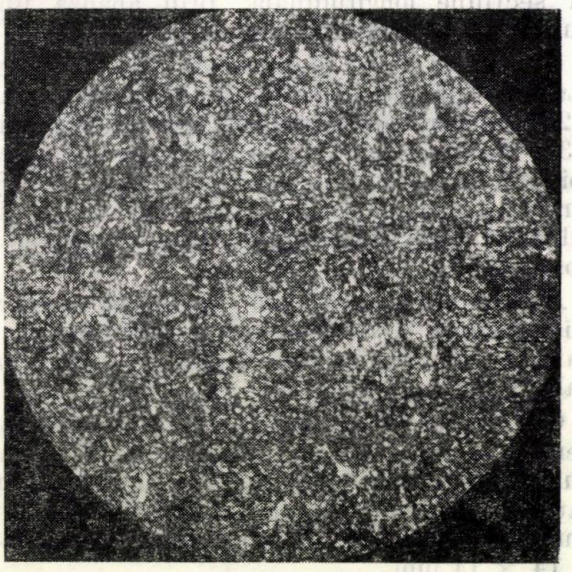


Fig. 9. Microstructura oțelului în stare forjată și recoaptă (350 : 1)

14 mm carburile de dimensiuni maxime sînt situate în clasa 16—32 μ.

Duritatea semifabricatelor forjate este cuprinsă în intervalul 360—380 *HB*.

În vederea asigurării prelucrabilității prin așchiere, barele forjate au fost supuse unei recoaceri în cuptor tip cameră, cu vatră fixă, încălzit electric. Diagrama de recoacere este prezentată în figura 8.

Duritatea după recoacere variază între 260 și 290 *HB*. Microstructura oțelului în stare recoaptă este prezentată în figura 9.

Concluzii

— În stare turnată, oțelul prezintă o segregație de carburi redusă comparativ cu cea a oțelurilor rapide clasice. Rețeaua de ledeburită are un aspect fin, datorită conținutului redus de elemente de aliere (în special wolfram), precum și o accentuată tendință de fărîmițare.

— La forjarea prin întindere cu repătratizare între scule plane, se obțin carburi fine și uniform distribuite pe secțiune, la valori ale coroiajului de 20—22.

Forjarea la valori mai mari ale coroiajului nu este justificată din punct de vedere al mărimii și distribuției carburilor.

— Tratamentul termic preliminar aplicat barelor forjate asigură o structură cu grad avansat de globulizare ușor prelucrabilă prin așchiere

BIBLIOGRAFIE

[1] Rău, Al. și Vacu, Silvia. *Elaborarea oțelurilor de scule*. București. Editura tehnică, 1964.

[2] Mantea, Șt. și Dulămiță, T. *Teoria și practica tratamentelor termice*. București, Editura tehnică, 1966.

[3] Drăgan, I. *Tehnologia deformării plastice*. București, Editura didactică și pedagogică, 1976.

Conf. dr. ing. M. Teodorescu,
ing. A. Doniga, ing. A. Ivănescu
Universitatea din Galați
ing. I. Nesteanu
C. S. Galați

Aspecte economice privind utilizarea semifabricatelor cu prelucrabilitate diferențiată pentru ambutisare

CZ : 621.983.3

Dezvoltarea în ritm rapid a industriei constructoare de automobile, îmbunătățirile aduse în permanență caroseriei, gradului de confort și performanțelor tehnice au determinat creșterea și diversificarea tot mai accentuată a numărului, formei și calității pieselor componente ale automobilului. De asemenea, o caracteristică a pieselor pentru caroserii auto o constituie atît complexitatea lor tehnologică, cît și faptul că procedeele de realizare a condițiilor impuse acestor piese sînt diferite în funcție de forma și tipul piesei. De aceea, fabricarea economică a pieselor pentru caroserii auto obținute prin ambutisare presupune utilizarea unor materiale adecvate din punct de vedere al compoziției chimice, microstructurii, calității suprafeței, caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice etc., astfel încît să se asigure condițiile constructiv-funcționale ale reperelor și prelucrabilitatea lor să fie corespunzătoare.

În acest sens, la Universitatea din Galați s-au întreprins pe parcursul mai multor ani cercetări prin care s-a urmărit stabilirea unor metode pentru aprecierea cît mai corectă a prelucrabilității prin ambutisare a tablelor pentru caroserii auto [1], [2]. Totodată s-au stabilit o serie de corelații între unele mărimi, cu care se poate face aprecierea prelucrabilității prin ambutisare a acestor materiale [3].

Pentru ușurarea alegerii unor anumite tehnologii, s-au făcut clasificări în funcție de caracteristicile și gradul de complexitate ale pieselor respective.

În cadrul unor numeroase studii [2]—[5], [7] s-a arătat că, pentru caracterizarea cît mai completă a prelucrabilității prin ambutisare a tablelor pentru caroserii auto, nu sînt suficiente încercările de tracțiune și ambutisare efectuate pe epruvete obișnuite, ci este nevoie și de determinarea unor parametri legați de proprietățile intrinseci ale materialului. Astfel, prin încercări pe epruvete speciale, s-au stabilit valori pentru coeficientul de anizotropie n, indicele de ecruisare r, dependența dintre acești indici și caracteristicile fizico-mecanice ale materialului. Studiile s-au făcut diferențiat, pe tipuri de repere, în funcție de complexitatea acestora. Rezultatele obținute au arătat influența pe care o au valorile acestor indici asupra capacității de ambutisare a tablelor. Încercările efectuate au stabilit de asemenea corelații destul de bune între indicii n, r, indicele Erichsen și caracteristicile mecanice R_m, R_c, A_5 [6].

Legătura dintre n, r și indicele Erichsen a fost pusă în evidență de numeroși autori [7], [8], prin experimentări efectuate pe mai multe tipuri de oțeluri, cu compoziții chimice diferite (tab. 1).

Aceste rezultate dau indicații asupra posibilităților de utilizare a oțelurilor în operațiile de ambutisare, în funcție de complexitatea acestora.

Totuși, în general, există tendința ca în fabricarea pieselor de ambutisare să se utilizeze oțeluri de cea mai bună calitate din punct de vedere al compoziției chimice (procent scăzut de carbon și de elemente însoțitoare), al proprietăților mecanice (R_m, R_c) și de ambutisare (n, r, indice Erichsen), deși aceste oțeluri sînt foarte scumpe.

Avînd în vedere acest aspect și pentru a putea aprecia implicațiile create de unele modificări ale proprietăților oțelului asupra elementelor de interes economic, în continuare se prezintă influența diferiților indicatori asupra costului tablelor subțiri pentru ambutisare.

Tabelul 1

Compoziția chimică și caracteristicile tehnologice pentru diferite oțeluri de ambutisare

Materialul	Compoziția chimică (%)									IE (mm)	$\bar{r}$	$\bar{n}$
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al			
Oțel pentru ambutisare	0,09	0,30	0,02	0,008	0,010	—	0,03	0,013	0,023	12,57	1,17	0,24
Oțel pentru ambutisare adîncă	0,09	0,30	0,02	0,016	0,025	0,03	0,03	0,013	0,05	11,24	1,48	0,24
Oțel inoxidabil austenitic	0,075	1,92	1,79	0,037	0,017	18,9	11,95	0,37	—	12,17	0,93	0,44
Oțel inoxidabil feritic	0,06	0,37	0,50	0,035	0,024	16,7	0,33	—	—	9,99	1,76	0,24

În general costul se poate calcula în funcție de patru mărimi, astfel:

$$P_{tot} = P_b + A_m + A_{ps} + A_d \text{ [lei/t]}$$

în care:

P_b este de bază; A_m — adaosul privind calitatea oțelului; A_{ps} — adaosul determinat de anumite prescripții speciale; A_d — adaosul determinat de caracteristicile dimensionale.

În ceea ce privește adaosul privind calitatea oțelului, compoziția chimică modifică costul în primul rînd în funcție de conținutul de carbon, apoi prin celelalte elemente însoțitoare: P, S, Al (fig. 1).

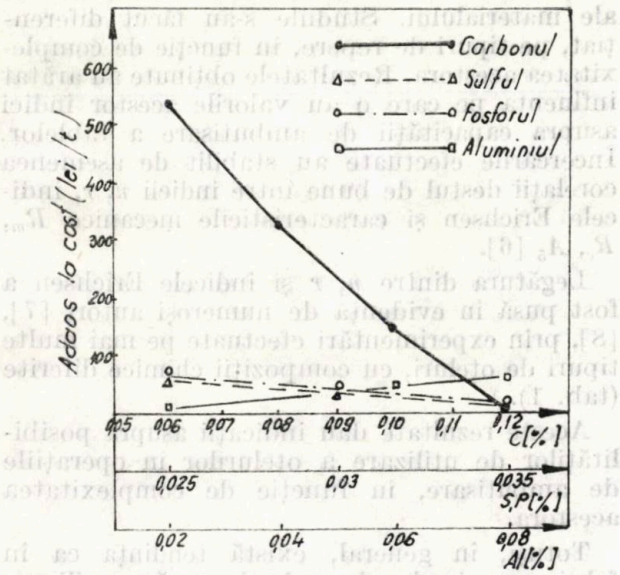


Fig. 1. Influența compoziției chimice asupra costului tablei subțiri de ambutisare

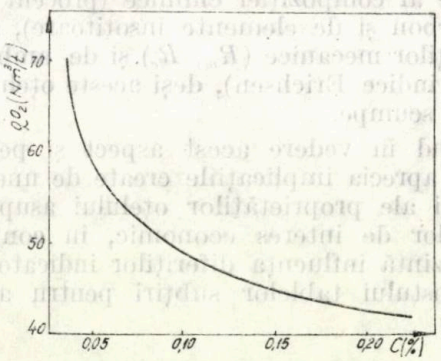


Fig. 2. Influența conținutului de carbon din baia metalică asupra aportului de oxigen suplimentar

Creșterea costului odată cu micșorarea conținutului de carbon este influențată de condițiile de elaborare a oțelului. Astfel pentru micșorarea conținutului de carbon, în ultima fază a elaborării este necesar un aport de oxigen cu atît mai mare cu cît conținutul de carbon se cere să fie mai scăzut (fig. 2). De exemplu, pentru scăderea conținutului de carbon cu 0,02% (de la 0,2 la 0,18% C) se cere o insuflare suplimentară de oxigen de cca 0,5 Nm³ t/șarjă, iar pentru o scădere a conținutului de carbon tot cu 0,02%, dar de la 0,1 la 0,08% C, este necesară o insuflare suplimentară de 1,5 Nm³/t șarjă.

De asemenea, cu scăderea conținutului de carbon se mărește timpul de elaborare prin insuflarea suplimentară la care se adaugă timpul de scoatere a lancei și timpul pentru probe.

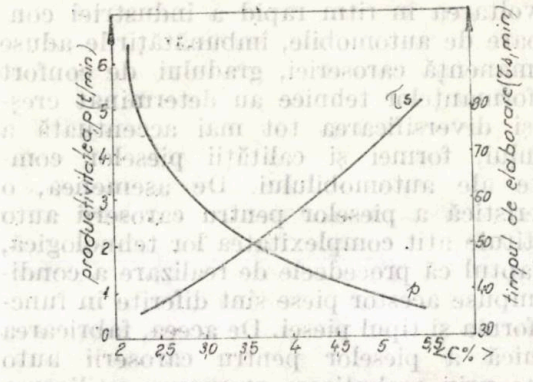


Fig. 3. Influența conținutului de carbon din încărcătură asupra timpului de elaborare a șarjei (τ_s) și a productivității utilajului (p)

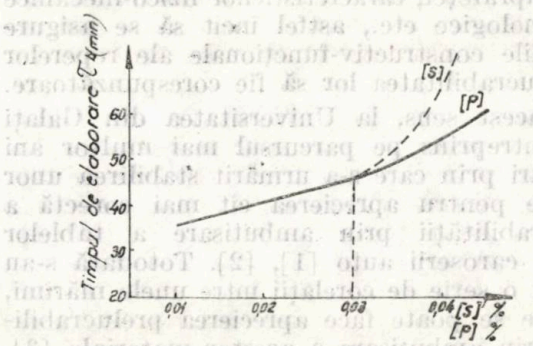


Fig. 4. Influența conținutului de sulf și fosfor din baia metalică asupra timpului de elaborare a șarjei (τ_s)

De exemplu, pentru aceeași reducere a conținutului de carbon (0,02%), timpul de elaborare a șarjei crește cu 6—10 min.

Cu cît conținutul de carbon din încărcătură este mai mare, timpul de elaborare crește, iar productivitatea utilajului scade (fig. 3).

O influență asemănătoare asupra costului tablei o au sulful și fosforul. Așa cum reiese din figura 1, micșorarea conținutului de sulf și fosfor în compoziția chimică a oțelului determină o creștere a costului. Aceasta, deoarece eliminarea sulfului și fosforului din oțel se face cu insuflări suplimentare de oxigen, precum și cu adaosuri de var în cazul sulfului și de minereu de fier în cazul fosforului.

Durata șarjei este cu atît mai mare, cu cît conținutul de sulf și fosfor este mai mare, așa cum reiese din figura 4, diagrama fiind valabilă în special pentru lingourile mari, de 23—25 t,

la care segregația de sulf este mare (în special peste 0,03% S). Acest lucru explică creșterea accentuată a duratei de elaborare a șarjei, în cazul în care sulful din baia metalică depășește 0,03%.

Aluminiul influențează costul în funcție de cantitatea ce trebuie adăugată șarjei pentru calmarea oțelului.

Adaosul la costul tablei datorat prescripțiilor speciale se referă la starea suprafeței și la caracteristicile metalografice, cunoscute fiind condițiile severe prevăzute de standarde în această privință. În figura 5 este prezentată influența principalilor indicatori ce constituie prescripțiile speciale pentru tabla de ambutisare asupra costului.

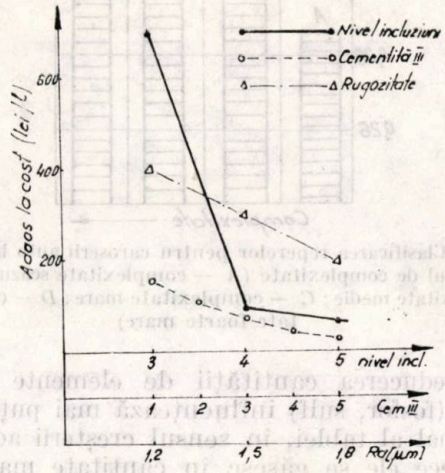


Fig. 5. Influența principalilor indicatori ai calității suprafeței și structurii metalografice asupra costului tablei de ambutisare

În ceea ce privește aspectul suprafeței, calitățile de tablă A_4 și A_5 (conform STAS 10318—80) sînt incluse în cost cu grupa 03 (suprafață curată, fără oxizi, alb mat, cu ușoare urme de laminare sub formă de pori și zgîrieturi). Costul este influențat, în sensul creșterii, în cazul livrării tablei cu calitatea suprafeței 04 (suprafață curată, fără zgîrieturi și pori, recopt alb), față de calitatea 03.

Aspectul suprafeței nu include și rugozitatea. Costul se modifică în funcție de rugozitate (parametrul R_a) pentru calitățile la care aceasta este cerută de beneficiar, în sensul indicat în figura 5.

În cazul în care se cer și caracteristici metalografice deosebite, acestea vor influența costul în mod corespunzător (fig. 5).

Tabla de ambutisare este un material la care nivelul incluziunilor se cere să fie cît mai scăzut. Deci costul se modifică în sensul creșterii odată cu scăderea nivelului incluziunilor în oțel.

Garantarea stabilității în timp a caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice a tablelor pentru ambutisare se face în primul rînd în funcție de cantitatea de cementită terțiară din oțel, aceasta influențînd în mod corespunzător și costul tablei.

Dimensiunile tablei adaugă la cost o valoare determinată de lățime și grosime (fig. 6). Totuși se observă că adaosul determinat de dimensiuni se menține la valorile minime, avînd

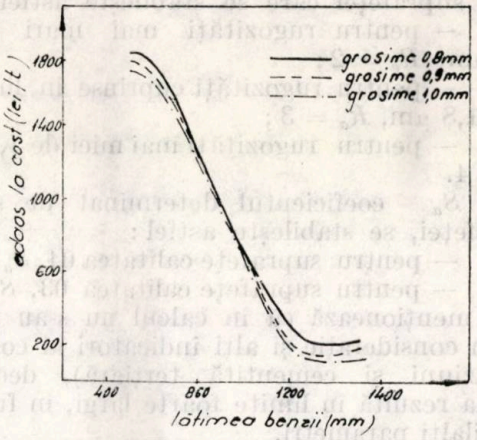


Fig. 6. Influența dimensiunilor (lățime și grosime) asupra costului tablei de ambutisare

în vedere că aproape întreaga cantitate de tablă se livrează la lățimi cuprinse între 1 000 și 1 400 mm.

Ținînd seamă de multitudinea factorilor care influențează valoarea finală a tablei pentru ambutisare, s-au stabilit relații de calcul pentru cost, luîndu-se în considerație principalii parametri de calitate care se pot impune unui produs și anume: compoziția chimică și caracteristicile de suprafață.

Prima relație stabilește o valoare a costului în funcție de compoziția chimică:

$$P_1 = P_b + 100[C_e - C) - 0{,}6] + 6(S_e - S) + 6(P - P_e) + K\,Al\ (lei/t)$$

unde:

P_b este costul de bază (lei/t);

C_e — conținutul de carbon — considerat etalon, în sutimi de procent (C_e = 0,12%);

C — conținutul de carbon curent (din oțel) în sutimi de procent;

S_e, P_e — conținutul de sulf (fosfor) considerat etalon, în miimi de procent (S_e; P_e = 0,035% fiecare);

S, P — conținutul de sulf (fosfor) curent, în miimi de procent;

Al — conținutul de aluminiu din oțel, în sutimi de procent;

K — coeficientul determinat de costul actual al aluminiului K = 780.

A doua relație cuprinde și valoarea determinată de aspectul suprafeței :

$$P_2 = P_1 + 100\,R_a + 357\,S_a \text{ (lei/t)}$$

unde :

R_a este coeficientul determinat de rugozitatea suprafeței care se stabilește astfel :

— pentru rugozități mai mari de 1,8 μm, $R_a = 2$;

— pentru rugozități cuprinse în limitele 1,2—1,8 μm, $R_a = 3$;

— pentru rugozități mai mici de 1,2 μm, $R_a = 4$.

S_a — coeficientul determinat de starea suprafeței, se stabilește astfel :

— pentru suprafețe calitatea 04, $S_a = 2$;

— pentru suprafețe calitatea 03, $S_a = 1$.

Se menționează că în calcul nu s-au putut lua în considerație și alți indicatori ai costului (incluziuni și cementită terțiară), deoarece aceștia rezultă în limite foarte largi, în funcție de ceilalți parametri.

Din analiza făcută se poate trage următoarea concluzie : tablele provenite din oțeluri cu conținut foarte redus de carbon și elemente însoțitoare (P, S), cu caracteristici metalografice și de suprafață ridicate, deci cu prelucrabilitate foarte bună, sînt și cele mai scumpe. Tendința de a utiliza semifabricate pentru ambutisare cu prelucrabilitate foarte bună, pentru orice reper ambutisat, indiferent de complexitatea acestuia, este nejustificată din punct de vedere economic.

Utilizarea deci a semifabricatelor cu prelucrabilitate corespunzătoare unor anumite grade de complexitate, pe tipuri de repere (adică prelucrabilitate diferențiată), se impune cu necesitate.

În urma unor numeroase cercetări făcute la Universitatea din Galați, s-au stabilit valori ale caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice pe grupe de repere ambutisate, în funcție de gradul de complexitate al acestora (tab. 2).

De asemenea, în cazul pieselor de caroserii auto, asimetrice și complexe, avînd dimensiuni mari și racordări cu raze mici, pentru a se asigura rebuturi la ambutisare sub 1% s-au stabilit valori ale produsului $\bar{n} \times \bar{r}$ pentru diferite tipuri de repere (fig. 7).

Din cercetările făcute se pot trage o serie de concluzii :

— micșorarea conținutului de carbon din oțelul pentru tablă de ambutisare determină creșteri importante ale costului, datorită în special adaosurilor mari de oxigen în ultima fază a elaborării ;

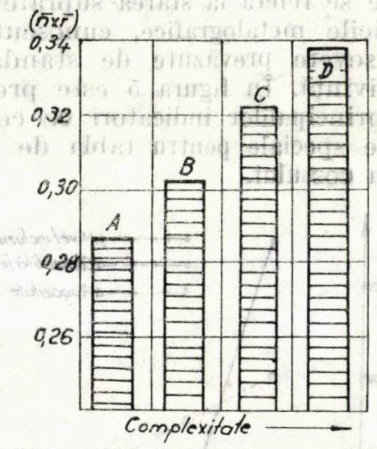


Fig. 7. Clasificarea reperelor pentru caroserii auto în funcție de gradul de complexitate (*A* — complexitate scăzută ; *B* — complexitate medie ; *C* — complexitate mare ; *D* — complexitate foarte mare)

— reducerea cantității de elemente însoțitoare (fosfor, sulf) influențează mai puțin costul final al tablei, în sensul creșterii acestuia, deoarece ele se găsesc în cantitate mai mică în oțel ;

— costul este influențat de caracteristicile metalografice, deoarece, așa cum prevăd standardele, la tabla de ambutisare nivelul incluziunilor și conținutul de cementită trebuie să fie cît mai scăzute ;

— reperele de caroserii auto se diferențiază în funcție de forma și dimensiunile lor, precum și de comportarea la prelucrarea ulterioară (număr de ambutisări, îndoiri, adîncimea ambutisării, gradul de deformare etc.), făcînd posibilă deci o clasificare a lor în funcție de gradul de complexitate ;

— semifabricatul folosit la amtubisare (tablă subțire) se diferențiază în funcție de valorile

Tabelul 2

Clasificarea reperelor ambutisate pentru autoturisme, în funcție de principalele caracteristici mecanice și tehnologice

Tipul reperului (complexitatea)	Gradul de prelucrabilitate la ambutisare	$\bar{n}$	$\bar{r}$	R_c/R_m
Piese puțin adînci	prelucrabilitate redusă	0,16	1,6	0,62
Piese cu flanșe	prelucrabilitate mijlocie	0,17	1,6	0,6
Piese adînci, simetrice față de un plan	prelucrabilitate ridicată	0,175	1,65	0,58
Piese asimetrice de adîncime mare	prelucrabilitate foarte bună	0,18	1,7	0,58

proprietăților fizico-mecanice și tehnologice (R_m, R_c, n, r), determinînd o comportare diferită la operațiile ulterioare, deci și o prelucrabilitate diferită;

— de aceea este necesar ca pentru utilizarea tablelor pentru ambutisare să se țină seamă de complexitatea reperului ce urmează a fi realizat și în funcție de aceasta să se aleagă table cu prelucrabilitate corespunzătoare.

În felul acesta, utilizînd semifabricate cu prelucrabilitate diferențiată, în funcție de gradul de complexitate a reperului ambutisat, se va asigura realizarea corespunzătoare a pieselor din semifabricate mai economice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Teodorescu, M. *Cercetări privind capacitatea de ambutisare a tablelor subțiri*. În: Metalurgia 31, R.S.R., nr. 6, 1979, p. 276—279.

[2] Teodorescu, M. și colectiv *Analiza posibilităților de apreciere a capacității de ambutisare a tablelor subțiri pentru caroserii auto*. În: Metalurgia 31, R.S.R., nr. 2, 1979, p. 88—91.

[3] Teodorescu, M. și colectiv *Cercetări privind valoarea exponentului de ecruisare și a coeficientului de anizotropie la ambutisarea pieselor pentru caroserii auto*. Lucrările conferinței TNCM, vol. 3, Universitatea din Galați, decembrie, 1977, p. 19—22.

[4] Stănescu, I. *Contribuții la determinarea și îmbunătățirea capacității de ambutisare a tablelor subțiri*. Teză de doctorat — I. P. București, 1969.

[5] Roșca, A. *Determinarea capacității de ambutisare a tablelor* I.C.P.T.C.M. — O.I.D.C.T., nr. 8, București, 1975.

[6] Teodorescu, M. și colectiv *Cercetări privind prelucrabilitatea prin ambutisare a tablelor subțiri pentru caroserii auto*. În: Metalurgia 32, R.S.R., nr. 7, 1980, p. 344—347.

[7] Grumbach, M. și Sanz, G. În: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 4, 1972.

[8] Pomey, G. În: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 10, 1966.

RECENZIE

Încercarea materialelor (*Werkstoffprüfung*)

VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
Editor: Pr. dr. tehn. Horst Blumenauer
Ediția a 3-a, 449 p., 332 fig., 68 tabele

Prin cea de-a 3-a ediție, adăugită și îmbunătățită, se pune la dispoziția specialiștilor un bogat material în legătură cu încercarea materialelor.

În introducere se prezintă importanța încercării materialelor, standardele și metodele încercărilor de laborator atît pentru cercetare, cît și pentru producție.

Se face de asemenea un scurt istoric al încercării materialelor și dezvoltarea acestora.

Lucrarea este structurată pe 9 capitole.

1. Metode de încercări mecanice și determinarea valorilor acestora la diferitele solicitări: formule de calcul, diagrame, metode de prelevare a probelor de laborator etc.

2. Metode pentru determinarea indicilor valorici la încercările mecanice prin rupere (distrugere). Calcule și formule elaborate din experiența acumulată pe plan mondial, de exemplu sistemul LEBM (ruperea mecanică liniar-elastică) ș.a.

3. Metode de analiză a compoziției prin metode chimice, electronice, spectroscopice, atomoscopice, nucleare și moleculare, precum și criteriile de alegere a metodei de analiză.

4. Metode pentru determinarea structurii cu ajutorul microscopului clasic și cu microscopul electronic. Prelevarea probelor, pregătirea probelor prin șlefuire și determinări în diferite condiții (la temperaturi ridicate și în diverse soluții).

5. Verificarea coroziunii: scopul verificărilor în producție și în laborator, controlul utilajelor și protecția materialelor împotriva coroziunii.

Încercarea în diverse medii corosive, metode chimice și electrochimice, controlul depunerilor de oxid de fier etc.

6. Metode de control nedistructiv: metode radiografice, acustice, electromagnetice, prin penetrare cu raze infraroșii și verificarea suprafeței materialelor prin metode optice.

7. Metode de încercări fizice: măsurarea proprietăților, mecanice, termice, electrice, optice, magnetice.

Măsurarea efectului termoelectric, magnetostricțiunea și efectul piezoelectric.

8. Metode experimentale pentru determinarea alungirii și tensiunii în materiale: metode mecanice și mecano-optice, electrice, metode Röntgen, metoda Moiré.

9. Folosirea sistemului de unități S.I. în activitatea de încercare a materialelor: unități de măsură și echivalența acestora cu alte unități uzuale pe plan mondial.

Lucrarea se adresează deopotrivă studenților din institutele politehnice și tuturor școlilor cu profil tehnic și cercetătorilor sau lucrătorilor din laboratoarele de încercări din întreprinderi sau institute de cercetări sau din învățămînt.

De asemenea, lucrarea aduce multe elemente de noutate pe plan mondial în privința metodelor de încercare a materialelor, fiind un valoros material documentar pentru toți specialiștii care lucrează în producție, cercetare sau în învățămînt.

Ing. I. Moldovan

Cercetări privind influența vibrării asupra compactității aliajelor turnate

Ing. Fl. Ștefăneseu și dr. ing. C. Bratu
Institutul politehnic — București

CZ : 621.74 : 534.1

Realizarea unor materiale cu proprietăți superioare a devenit în momentul de față o cerință majoră a producției de piese pentru centrale nucleare, construcții aerospațiale sau pentru alte ramuri de vîrf ale industriei.

Procedeul de obținere a pieselor prin turnare este simplu, dar prezintă următorul dezavantaj : aliajele turnate se caracterizează printr-un grad destul de mare de neuniformitate chimică și structurală, care influențează defavorabil proprietățile de exploatare ale produselor.

Eforturile care se depun în prezent în acest domeniu vizează găsirea unor noi soluții tehnologice care să ducă, în principal, la mărirea compactității și la finisarea structurii aliajelor turnate. Una din aceste soluții tehnologice constă în vibrarea mecanică a aliajelor în perioada de solidificare.

Sub acțiunea vibrării are loc o fragmentare a dendritelor în curs de formare, crescînd în acest mod numărul de germeni de cristalizare. Intensificarea procesului de cristalizare se datorează în același timp și creșterii gradului de subrăcire, ca urmare a apariției unor presiuni mari în diferite puncte ale aliajului supus vibrării.

Principalele efecte favorabile ale oscilațiilor mecanice sînt următoarele :

— finisarea structurii și deci îmbunătățirea multor proprietăți care depind de aceasta ;

— micșorarea conținutului de gaze prin stimularea procesului de degazare ;

— reducerea segregării prin întreruperea căilor de deplasare a lichidului îmbogățit în elemente care segregă ;

— realizarea unei compactități ridicate a aliajului turnat prin reducerea volumului de microretasuri ;

— mărirea capacității de curgere a aliajelor în spațiile înguste ale formelor.

Parametrii importanți ai procesului de vibrare sînt : frecvența (f), amplitudinea (A) și timpul de vibrare (t).

Fragmentarea fazei solide în curs de formare, datorită acțiunii oscilațiilor mecanice, duce la intensificarea schimbului de căldură în sistemul aliaj-formă. Astfel, în cazul în care aliajul este vibrat, timpul de solidificare (t') este mai scurt decît în condiții obișnuite de turnare (fără vibrare) și se poate calcula cu formula :

$$t' = \frac{\rho\left(\frac{1}{2}c\Delta T + L\right)}{2\lambda\,\Delta T}x^2 + \frac{\varepsilon\rho}{\lambda\Delta T}\left(\frac{1}{3}R^{\frac{1}{2}} - \frac{2}{5}x^{\frac{1}{2}}\right)x^2$$

în care : ρ este densitatea aliajului ;

c — căldura specifică a aliajului ;

ΔT — scăderea de temperatură de la punctul de cristalizare la temperatura suprafeței piesei ;

L — căldura latentă de cristalizare ;

x — distanța de la axa termică la suprafața piesei ;

λ — conductivitatea termică a aliajului ;

R — grosimea echivalentă a piesei ;

ε — coeficientul de corecție, care ține seamă de cedarea căldurii de cristalizare în timpul vibrării.

Influența pozitivă a vibrării asupra compactității aliajelor turnate rezultă din faptul că presiunile interne care apar măresc viteza (v) de transfer de masă în canalele capilare, viteză care, conform relației lui Poiseuille, are expresia :

$$v = -\frac{r^2}{8\eta}\cdot\frac{\partial p}{\partial x}$$

în care : r este raza capilarului ;

η — viscozitatea dinamică a aliajului lichid ;

$\frac{\partial p}{\partial x}$ — gradientul de presiune pe lungimea capilarului.

De asemenea, finisarea structurii duce la micșorarea sau eliminarea microcavităților care pot rămîne nealimentate.

Cercetări experimentale

Pentru determinările necesare studiului întreprins, s-au construit două instalații de vibrare.

Prima instalație, prezentată schematic în figura 1, se compune dintr-o placă (*1*) având dimensiunile 600 × 350 × 10, legată de un

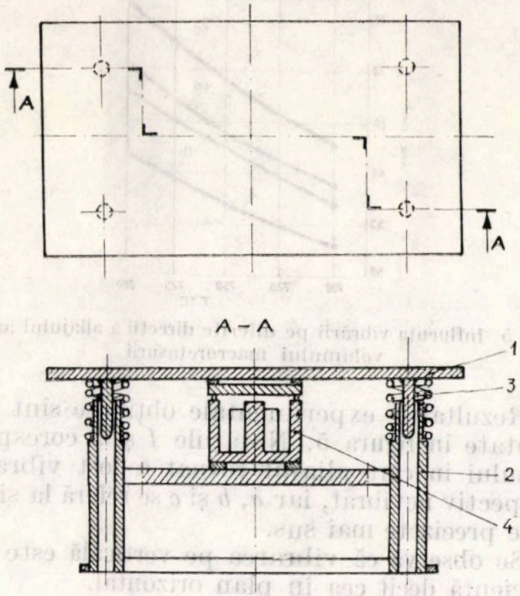


Fig. 1. Instalație de vibrare pe verticală

suport metalic (*2*) prin intermediul unor arcuri puternice (*3*), vibrarea fiind realizată cu ajutorul unui transformator modificat (*4*) cu rol de electromagnet, cu puterea de 250 W, alimentat la o rețea de 220 V. Greutatea maximă care poate fi vibrată este de 300 N, iar amplitudinea oscilației, în funcție de gradul de comprimare a arcurilor, variază între 0,1 și 0,4 mm.

Realizarea celei de-a doua instalații a avut ca punct de plecare ideea că, supunînd aliajul în curs de solidificare unei mișcări de vibrare într-o singură direcție, șocul datorat vibrării acționează eficient doar asupra ramurilor dendritice situate perpendicular pe direcția de oscilație. Celelalte ramuri ale dendritelor rămîn intacte sau suferă un proces redus de fragmentare. Pentru a elimina acest neajuns s-a conceput o instalație care să permită realizarea unei vibrări pe trei direcții ortogonale între ele.

Schema instalației construite este prezentată în figura 2 și are la bază utilizarea unor electromagneți de tracțiune cu părțile mobile fixate rigid de masa de lucru.

Pentru a obține defazajul necesar se folosește o sursă de curent trifazat, alimentînd fiecare pereche de electromagneți la cîte o fază. În acest fel se realizează o alimentare cu tensiune în contratimp, și deci se creează posibilitatea vibrării în plan orizontal în absența unor arcuri laterale.

Frecvența de lucru este de 100 Hz, deoarece un electromagnet acționează la tensiunea alternativă de rețea (cu frecvența de 50 Hz) de două ori într-o perioadă.

Schema electrică prezentată în figura 3 arată modul de branșare la rețeaua electrică trifazată de 380 V și corespondența fiecărui întrerupător, notațiile *x*, *y* și *z* indicînd cele trei direcții de vibrare.

Masa de lucru a instalației se sprijină pe opt arcuri semicomprimate pe prezoane, iar prevenirea șocurilor de la cap de cursă și a zgo-

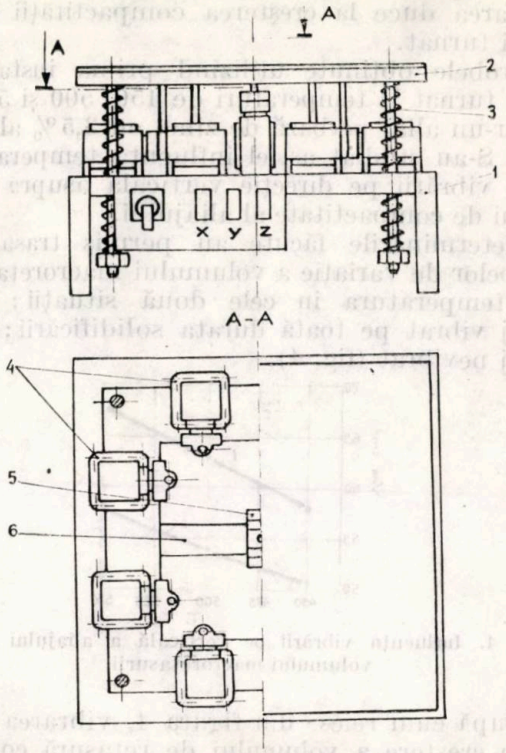


Fig. 2. Instalație de vibrare pe trei direcții: *1* — suport; *2* — masă de lucru; *3* — arc; *4* — electromagneți care acționează în plan orizontal; *5* — electromagnet care acționează pe verticală; *6* — traversă de susținere a electromagnetului; *7* — panou cu întrerupătoare

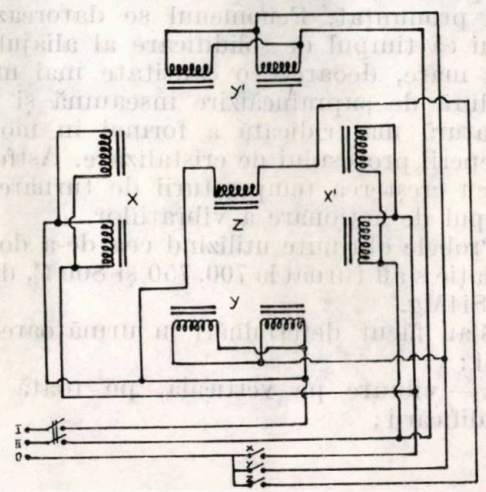


Fig. 3. Schema electrică a instalației de vibrare pe trei direcții

motului s-a realizat prin introducerea unor amortizoare confecționate din cauciuc.

Fixarea rigidă a ramelor de formare de masa vibratoare se face prin intermediul unor bride.

S-au turnat probe de 243 cm³, cu formă tronconică și s-a determinat volumul retasurii concentrate la partea superioară prin măsurarea volumului de apă care umple această cavitate.

În paralel s-au turnat probe martor nevibrate, din aceleași materiale și în aceleași condiții. Formele au fost confecționate din fontă.

Rezultatele experimentale sînt revelatoare și în deplin consens cu presupunerea făcută că vibrarea duce la creșterea compactității aliajului turnat.

Probele obținute utilizînd prima instalație s-au turnat la temperaturi de 450, 500 și 550°C dintr-un aliaj pe bază de zinc, cu 3,5% aluminiu. S-au studiat astfel influența temperaturii și a vibrării pe direcție verticală asupra gradului de compactitate al aliajului.

Determinările făcute au permis trasarea curbelor de variație a volumului macroretasurii cu temperatura în cele două situații: *1* — aliaj vibrat pe toată durata solidificării; *2* — aliaj nevibrat (fig. 4).

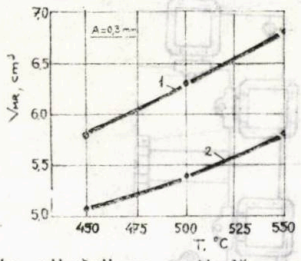


Fig. 4. Influența vibrării pe verticală a aliajului asupra volumului macroretasurii

După cum reiese din figura 4, vibrarea duce la o creștere a volumului de retasură concentrată, diminuîndu-se astfel porozitatea aliajului și crescînd deci greutatea lui specifică reală. Se observă de asemenea că în cazul unor temperaturi mai ridicate, efectul vibrării este mai pronunțat. Fenomenul se datorează faptului că timpul de solidificare al aliajului este mai mare, deoarece o cantitate mai mare de căldură de supraîncălzire înseamnă și o temperatură mai ridicată a formei în momentul începerii procesului de cristalizare. Astfel, odată cu creșterea temperaturii de turnare crește timpul de acționare a vibrațiilor.

Probele obținute utilizînd cea de-a doua instalație s-au turnat la 700, 750 și 800°C, din aliaj ATSi4Mg.

S-au făcut determinări în următoarele condiții:

a — vibrare pe verticală, pe toată durata solidificării;

b — vibrare în plan orizontal, pe toată durata solidificării;

c — vibrare succesivă pe cele trei direcții în ordinea: $x-x'$, $y-y'$, z z', $x-x'$ etc. (timpul de vibrare pentru fiecare direcție în parte fiind de 5 s), pînă la sfîrșitul solidificării.

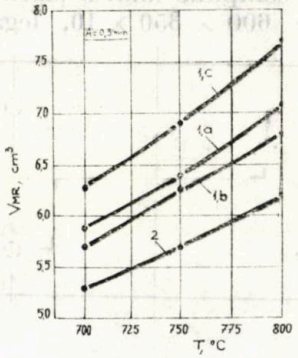


Fig. 5. Influența vibrării pe diferite direcții a aliajului asupra volumului macroretasurii

Rezultatele experimentale obținute sînt prezentate în figura 5. Notațiile *1* și *2* corespund cazului în care aliajul turnat a fost vibrat și respectiv nevibrat, iar *a*, *b* și *c* se referă la situațiile precizate mai sus.

Se observă că vibrarea pe verticală este mai eficientă decît cea în plan orizontal.

În condițiile vibrării succesive pe trei direcții, volumul retasurii concentrate crește apreciabil, cu 1,5 cm³, ceea ce reprezintă mai mult de 24% din volumul macroretasurii obținute în cazul probei nevibrate, pentru aliajul turnat la 800°C.

Această creștere înseamnă, de exemplu, eliminarea a 1 500 de pori, avînd volumul de 1 mm³, din proba analizată (cu volumul de 243 cm³).

În urma cercetărilor efectuate se pot formula două concluzii esențiale:

— vibrarea mecanică determină o compactizare, tehnologic importantă, a aliajelor turnate;

— o mărire accentuată a gradului de compactitate al aliajelor se poate obține prin realizarea unei vibrări succesive pe trei direcții diferite, ortogonale între ele.

Metoda analizată își poate găsi aplicații în cazul turnării unor piese cărora li se cer proprietăți deosebite, proprietăți care pot fi conferite de o compactitate ridicată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Guliaev, B. B. ș.a. *Procedee speciale de turnare* (traducere din l. rusă). București, Editura tehnică, 1972.

[2] Efimov, V. A. *Turnarea și cristalizarea oțelurilor* (traducere din l. rusă). București, Editura tehnică, 1980.

Ing. L. Dinescu, C. Crăciunescu,
K. Haltrich și sing. Florica Constantin
I.C.S.I.T.P.S.C. — București

Oboseala termică a fontelor cu grafit lamelar ne- sau modificat, vermicular și nodular (I)

CZ: 539.434:669.13

Oboseala termică a fontelor este provocată de tensiunile ciclice datorită efortului de dilatare și contracție ce apar în timpul ciclurilor de șocuri termice.

Solicitarea la șoc termic este o condiție severă de exploatare pentru majoritatea materialelor. Piesele care lucrează în aceste condiții au o durabilitate în exploatare limitată, fiind necesară înlocuirea lor. Exemple tipice de astfel de piese turnate din fontă sînt: lingotiere, tambure de frînă, galerii de evacuare, chiulase, cartere etc.

Stabilirea condițiilor de solicitare la șocuri termice și alegerea tipului adecvat de fontă este încă o problemă dificilă ce necesită experimentări.

Rezistența la oboseală termică sau la șoc termic nu este o simplă proprietate a materialului care se poate folosi în calculele de proiectare, ca rezistență de rupere la tracțiune, ci ea depinde în mare măsură de condițiile de exploatare.

Experimentările în acest domeniu au condus la elucidarea unor fenomene legate de mecanismul oboselii termice, de acțiunea celor mai importanți factori.

Pentru o rezistență bună la oboseală termică, fontele trebuie să aibă conductibilitate termică bună, o rezistență de rupere la tracțiune, la temperaturi ridicate și mediul ambiant, alungire, rezistență la oxidare și stabilitate structurală ridicate, iar modulul de elasticitate, dilatarea liniară și gradientul de temperatură în diverse zone ale piesei cît mai mici.

În lucrare se prezintă rezultatele autorilor, privind comportarea la oboseală termică (șoc termic) a fontelor cu grafit vermicular, în opoziție cu fontele cu grafit lamelar și nodular.

Mecanismul oboselii termice

Solicitările la șoc termic conduc la apariția microfisurilor, care apoi se dezvoltă ducînd la ruperea materialului.

După K. Röhrig [1] ruperea pieselor (fisurare, crăpare), cauzată de oboseala termică, în funcție de modul de apariție și propagare, se poate clasifica astfel:

a. rupere de tip *1* — fisurile apar în zonele cele mai calde ale piesei, se dezvoltă sub formă de rețea și se propagă în timp pe întreaga secțiune. Acest mod de fisurare este comun fontelor cu grafit lamelar;

b. rupere de tip *2* — deformare avansată care în final duce la neutilizarea piesei. Se întîlnește în special la fontele cu grafit nodular;

c. rupere de tip *3* — fisurare grosolană pe toată secțiunea piesei după cîteva cicluri de șoc termic. Această rupere denotă că tipul fontei și construcția piesei nu sînt în concordanță cu solicitările la șoc termic.

Oxidările interioare și exterioare, precum și modificările microstructurale, asociate cu expunerea la temperaturi ridicate, sînt accelerate de solicitările la șoc termic. Aceste fenomene contribuie la deteriorarea proprietăților fizico-mecanice ale fontelor și accelerează oboseala termică.

Metode de testare a oboselii termice

Rezistența materialului la solicitările de șoc termic se determină cel mai bine în condițiile concrete de lucru. Se pot folosi și teste de laborator, pentru a obține informații despre comportarea diferitelor tipuri de fonte. Interpretarea și aplicarea rezultatelor acestor teste trebuie făcută cu multă atenție, deoarece condițiile de testare nu pot reproduce identic condițiile de lucru.

Pentru obținerea rezultatelor într-o perioadă scurtă de timp, durata de expunere la temperatura de testare este mai scurtă, iar tensiunile create în timpul solicitării la șoc termic sînt adesea mult mai mari decît în cazul real.

În general, se folosesc trei tipuri principale de teste:

1. Primul folosește o epruvetă care este încălzită și răcită pentru a crea diferențe de temperatură în epruvetă și tensiuni termice, care duc la apariția fisurilor. Se folosește o mare varietate de epruvete, pentru a se obține gradienți ridicați de temperatură și concentrații de tensiune [3], [4].

Acest test este foarte obișnuit, deoarece se aseamănă cu condițiile termice din majoritatea aplicațiilor industriale.

2. Al doilea test descris de [5] folosește o epruvetă fixată de două elemente rigide (răcite), încălzită și răcită alternativ. Această metodă de testare are ca incovenient faptul că elimină influența conductibilității termice și într-o oarecare măsură modulul de elasticitate.

3. Al treilea test folosește o epruvetă, care este ținută sub o sarcină constantă, în timp ce este încălzită și răcită uniform.

Acest test elimină influența atît a conductibilității termice, cît și a modulului de elasticitate și se aseamănă cu un test de fluaj.

Condiții experimentale

Elaborarea fontelor utilizate la experimentări s-a făcut într-un cuptor cu inducție cu capacitatea de 100 kg la frecvența de 2 500 Hz. Ca materie primă s-a folosit fonta brută de înaltă puritate și oțel deșeu. După topirea și corectarea compoziției chimice, șarjele au fost supraîncălzite la 1 520—1 600°C și menținute la această temperatură 10 min. Modificarea compactizantă s-a făcut prin metoda Trigger la temperaturi de 1 400—1 500°C. S-au utilizat modificatori din sistemul FeSiCaBa; FeSiMg (9% Mg) și FeSiMgCuCaTiAlCe [6].

Modificarea grafitizantă s-a făcut în toate cazurile cu 0,5% FeSi75. Din fiecare șarjă s-au turnat bare cu diametrul de 25 mm (probe Lynchburg) pentru aprecierea structurii și determinarea comportării la oxidare și șoc termic. Formele de turnare au fost executate din amestec clasic și uscate. Determinarea proporției de grafit vermicular din structură s-a apreciat după scara etalon propusă de [6].

Probele pentru aprecierea comportării la oxidare și șoc termic sînt de formă cilindrică cu diametrul interior de 48 mm, iar cel exterior de 82 mm, avînd înălțimea de 75 mm. Înainte de experimentare, probele turnate au fost prelucrate prin așchiere, avînd grijă să se obțină un grad de prelucrare ridicat.

Dimensiunile după prelucrare au fost de: 55 mm diametrul interior, 65 mm cel exterior, iar înălțimea de 55 mm.

Caracteristicile mecanice și structurale ale șarjelor turnate sînt prezentate în tabelul 1, iar compoziția chimică în tabelul 2.

Rezultate obținute

Comportarea la oxidare. Încălzirea probelor s-a făcut într-un cuptor cu bare de silită, avînd posibilitatea de reglare și menținere a temperaturii dorite. Un ciclu termic a constat din încălzirea cuptorului la 900 ± 10°C, introducerea probelor în cuptor, cu menținerea la această temperatură 10 h. Răcirea s-a făcut în aer liniștit, prin scoaterea probelor din cuptor. Pentru o încălzire uniformă a probelor, a eliminării influenței vetrei cuptorului, probele au fost așezate pe un suport metalic în formă de „U" și introduse concomitent în cuptor. Comportarea la oxidare a fontelor este exprimată prin creșterea în greutate (procente de greutate față de greutatea inițială). Grosimea

Tabelul 1

Caracteristicile mecanice și structurale ale fontelor turnate

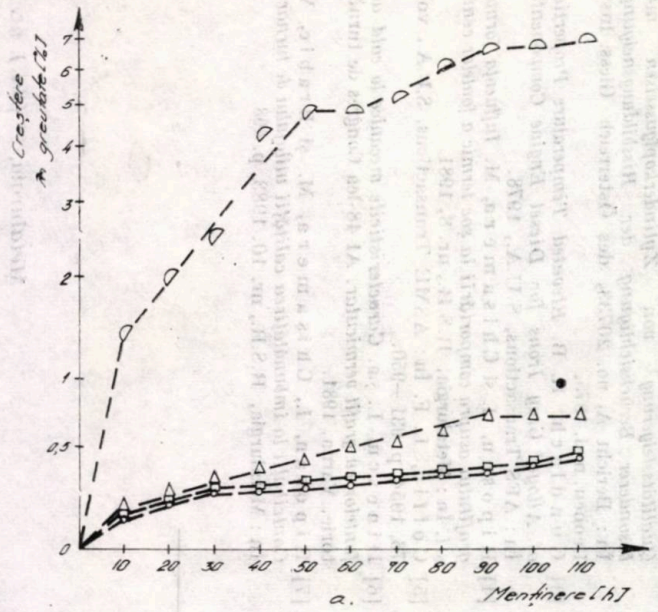
Nr. șarjei	Structura*								
	Caracterul repartiției separărilor de grafit	Lungimea separărilor de grafit, μm	*GV*, %	*GN*, %	*F*, %	R_m, N/mm²	$R_{0,2}$, N/mm²	A_5, %	*HB*
58.0	Separări izolate, cu grosime diferită și repartiție uniformă	G1.6 (125—250	—	—	30—50	190	—	—	160
58.1	Grafit lamelar arcuit cu grad de izolare mic	G1.4 (40—70)	—	—	50—70	250	—	—	180
58.3	—	—	82	18	100	458	428	2,9	192
58.4	—	—	82	18	70—90	400	380	2,9	180
57.0	—	—	—	100	57	700	427	9,8	232
57.1		—	55	45	100	530	430	5,0	248

* *GV* = grafit vermicular; *GN* = grafit nodular; *F* = ferită

Tabelul 2

Compoziția chimică a fontelor

Nr. șarjei	Compoziția chimică, %							
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Al	Mg
58.0	3,08	2,42	0,35	0,02	0,029	—	—	—
58.1	2,99	2,50	0,33	0,022	0,03	—	—	—
58.3	2,97	3,51	0,34	0,018	0,031	0,04	0,01	0,025
58.4	2,98	2,67	0,33	0,016	0,022	0,041	0,012	0,026
57.0	3,00	2,85	0,35	0,012	0,023	—	—	0,032
57.1	2,98	3,50	0,32	0,019	0,021	0,039	0,011	0,024



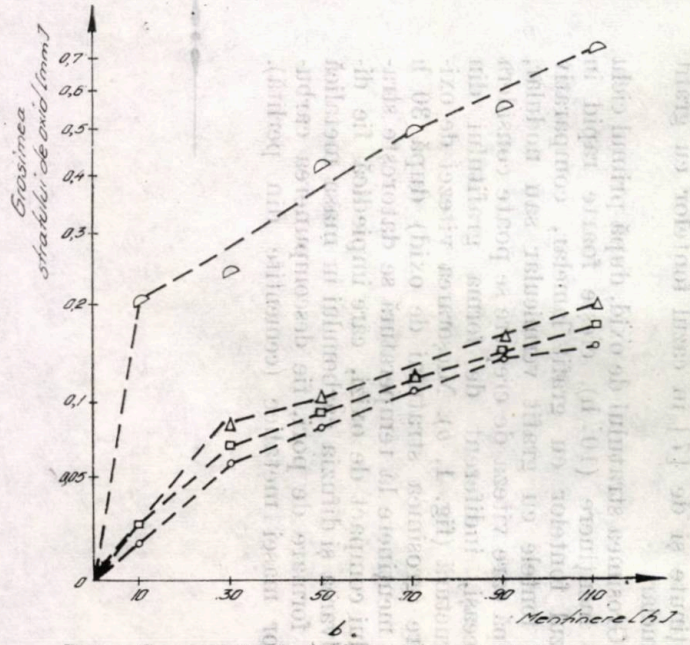


Fig. 1. Comportarea la oxidare a fontelor studiate:
a — creșterea în greutate; *b* — grosimea stratului oxidat

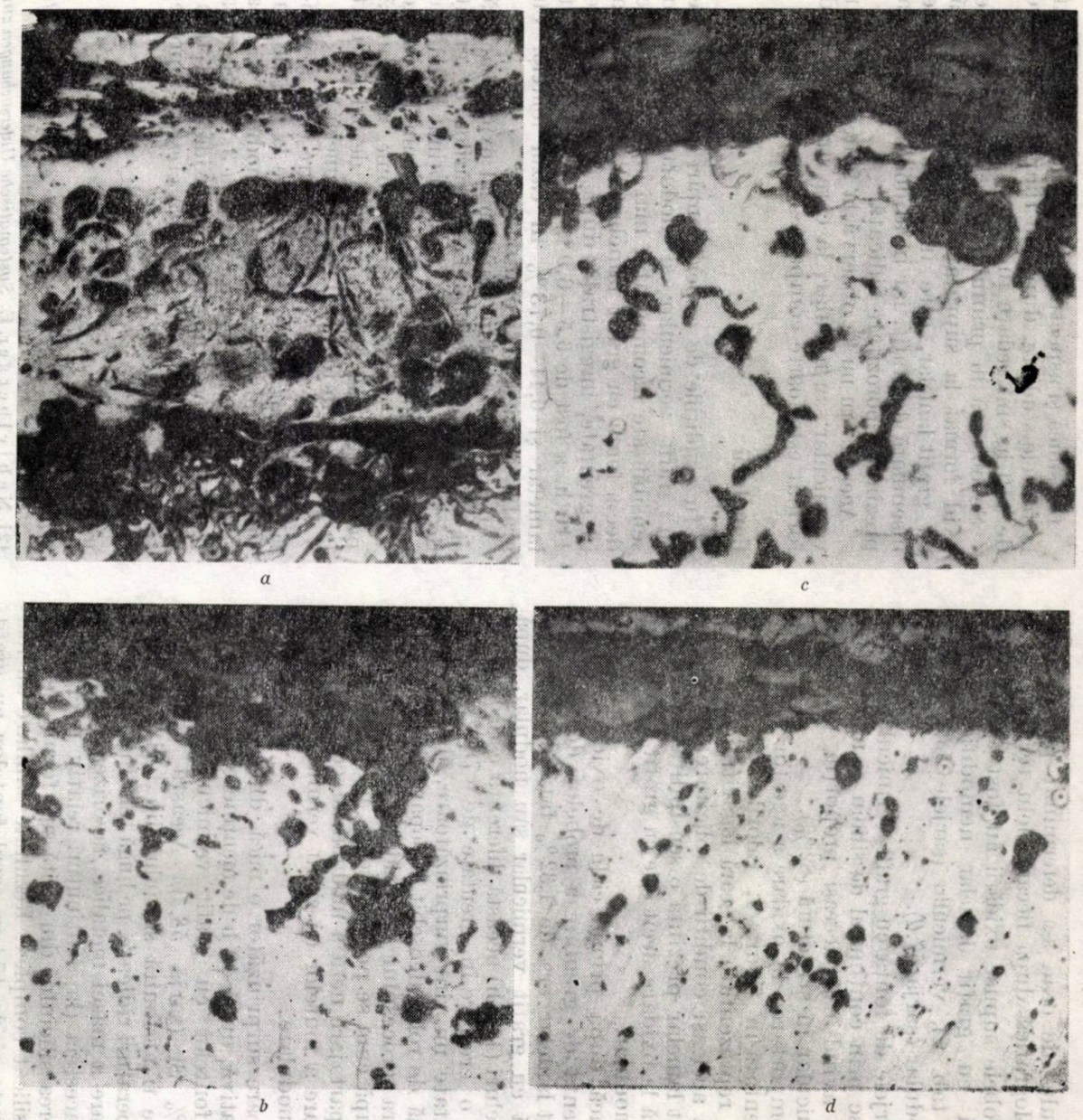


Fig. 2. Aspectul metalografic al stratului de oxid format; × 100; atac nital:
a — fontă cu grafit lamelar; *b* — fontă cu grafit vermicular aliată cu 3,51% Si; *c* — fontă cu grafit vermicular nealiată; *d* — fontă cu grafit nodulatar

stratului de oxid s-a determinat prin analiză metalografică după fiecare ciclu termic.

Probele supuse oxidării au fost turnate din fontă cu grafit lamelar nemodificat (șarja *58.0* tab. 1), vermicular (șarjele *58.3* și *58.4*) și nodular (șarja *57.0*).

Șarjele de fontă cu grafit vermicular se deosebesc prin conținutul de siliciu și masa metalică, avînd însă aceeași proporție de grafit vermicular în structură (82 %).

Comportarea la oxidare a acestor fonte este prezentată în figura 1, valorile pe ordonată fiind reprezentate la scară logaritmică.

La aceleași condiții de solicitare, fontele cu grafit lamelar prezintă o sensibilitate net inferioară la oxidare decît cele cu grafit vermicular sau nodular.

Dacă după primul ciclu de oxidare (10 h) diferența de greutate a probelor de fontă cu grafit lamelar era de 1,32 % față de cele din fontă cu grafit vermicular sau nodular, după 11 cicluri (110 h) această diferență este de 6,5 %, deci o creștere în greutate de 78 %. Aceste rezultate nu sînt surprinzătoare, dacă se ține seamă de rolul deosebit al separărilor de grafit asupra procesului de oxidare a fontelor.

După cum se poate observa, nu s-a constatat o departajare netă a modului de comportare la oxidare a fontelor cu grafit vermicular față de cele nodulare.

Apare surprinzător o mică diferență nesemnificativă, după 40 h de menținere, în defavoarea fontelor cu grafit vermicular aliate cu 3,51 % Si (șarja *58.3*). Această comportare poate fi atribuită siliciului din ferită care, la temperaturi ridicate, pe lîngă tendința de microfisurare a masei metalice, favorizează și oxidarea acesteia (la conținuturi relativ mici), prin trecerea siliciului din ferită sub formă de silice sau silicat complex. Rezultate similare au fost obținute și de [7] în cazul fontelor cu grafit lamelar.

Grosimea stratului de oxid, după primul ciclu de menținere (10 h), crește foarte rapid în cazul fontelor cu grafit lamelar, comparativ cu fontele cu grafit vermicular sau nodular, după care viteza de creștere se poate considera aceeași, indiferent de forma grafitului din structură (fig. 1, *b*). Micșorarea vitezei de oxidare (grosimea stratului de oxid) după 30 h de menținere la temperatură se datorește stratului compact de oxizi, care împiedică fie dizolvarea și difuzia carbonului în masa metalică cu formare de pori, fie descompunerea carburilor masei metalice (cementite din perlită).

Grosimea și aspectul stratului de oxid format la fontele studiate, după un timp de menținere de 110 h, sînt redate în figura 2.

Se observă în primul rînd că, în stratul de oxid format la suprafața probelor din fontă cu grafit lamelar, este înglobată o cantitate însemnată de grafit, iar în al doilea rînd acesta prezintă o porozitate ridicată.

Acest lucru nu se observă la fontele cu grafit vermicular sau nodular, la care stratul de oxid format este foarte compact.

Concluzii

În condițiile de experimentări alese, fontele cu grafit vermicular și nodular prezintă o sensibilitate incomparabil mai mică la oxidare decît fonta cu grafit lamelar. Astfel, creșterea în greutate, înregistrată după o menținere de 110 h, a fost de 6,5—6,9 % la fontele cu grafit lamelar și 0,44—0,73 % în cazul fontelor cu grafit vermicular și nodular.

Grosimea stratului superficial oxidat variază și el în funcție de tipul separărilor de grafit de la 0,69—0,84 mm, cît s-a obținut la fontele cu grafit lamelar, la 0,16—0,2 mm la fontele vermiculare și nodulare. Trebuie menționată porozitatea ridicată a stratului de oxid format la probele din fontă cu grafit lamelar.

Nu s-a constatat o departajare clară a valorilor vitezelor liniare de oxidare la probele din fontă cu grafit vermicular și nodular. Alierea fontelor cu grafit vermicular cu 3,51 % Si nu a îmbunătățit comportarea la oxidare, ci, dimpotrivă, a condus la o ușoară creștere a procesului de oxidare.

BIBLIOGRAIFE

[1] Roehrig, K. *Thermal Fatigue of Gray and Ductile Irons.* În: AFS Transactions, Anglia, S.U.A., 1978.

[2] Nehtelberger, E. *Systematische Untersuchungen zur Qualitätssteigerung von Zylinderkopfgusseisen mit besonderer Berücksichtigung der Rissbildungsneigung.* În: Bericht A, no. 20733, des Österreich. Giess. Inst. Leoben, mai, 1975.

[3] Gundlach, R. B. *Elevated Temperature Properties of Alloyed Gray Irons for Diesel Engine Components.* În: AFS Transactions, S.U.A., 1978.

[4] Ripoșan, I. și Chisamera, M. *Influența formei grafitului asupra comportării la șoc termic a fontelor cenușii.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1981.

[5] Coffin, L. F. În: ASME Transactions, S.U.A., vol. 76, 1954, p. 931—950.

[6] Dinescu, L. ș.a. *Caracteristicile mecanice la cald ale fontelor cu grafit vermicular.* Al 48-lea Congres de turnătorie, Varna, 1981.

[7] Ripoșan, I., Chișamera, M. și Brabie, V. *Contribuții la îmbunătățirea calității utilajului de turnare.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 10, 1983, p. 498.

Ing. Mihaela Isac, ing. Doina Răducanu
Institutul politehnic — București
ing. Elena Sîrghe
Combinatul siderurgic — Călărași

Cercetări privind morfologia și cinetica procesului de cementare cu carbon în atmosferă controlată a oțelului OLC 15 microaliat cu Nb

CZ : 669.141.32 :669.293

În decursul ultimelor decenii, dezvoltarea industriilor constructoare de mașini, energetică, de transporturi au determinat creșterea cererii de oțeluri cu proprietăți mecanice cît mai bune și în același timp cît mai economice.

Pe această linie se înscrie extinderea microalierii cu Nb, V, Ti, B la diferite clase de oțeluri, începînd cu oțelurile slab aliate de înaltă rezistență, care constituie de departe aplicația principală, continuînd cu oțelurile inoxidabile, apoi oțelurile de scule și, în sfîrșit, microalierea oțelurilor de cementare [1], [2].

Adaosul necesar de Nb pentru oțelurile de cementare este 0,02 — 0,05 % Nb.

Utilizarea microalierii cu Nb are la bază marea afinitate a acestuia față de C și N, chiar în cazul unor concentrații foarte mici de Nb, C, N în oțel (fig. 1).

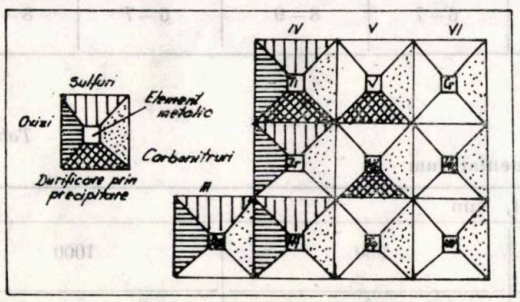


Fig. 1. Capacitatea (potențialul) de a forma carburi, carbonitruri, sulfuri, oxizi și de durificare prin precipitare pentru cîteva elemente din sistemul periodic (după Meyer și alții [3])

Precipitatele fine de carburi, nitruri, carbonitruri de Nb mențin sub control granulația austenitei la deformarea plastică și tratamentele termice ulterioare, determină creșterea rezistenței la curgere și rezilienței oțelurilor microaliate.

Forma sub care Nb se găsește în austenită (compuși: NbC, NbC_x, NbC_x Ny și NbN sau în soluție solidă) depinde de temperatură. Variația solubilității compușilor niobiului cu C și N în austenită, în funcție de temperatură, este prezentată în figura 2 [4].

Precipitarea carbonitrurii de niobiu în austenita recristalizată are loc aproape în exclusivitate la limitele grăunților.

Atunci cînd NbCN precipită în ferită, modul de distribuție a precipitatului depinde de genul transformării austenitei în ferită. Pentru ferita poligonală, precipitarea NbCN va avea o distribuție „interfazică", NbCN se va forma de-a lungul interfeței austenită-ferită.

Prezența Nb, sub formă de carbonitruri, în oțelurile carbon de cementare scade foarte puternic viteza de creștere a granulației aus-

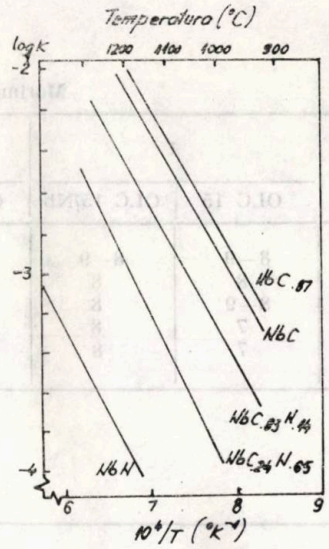


Fig. 2. Variația solubilității în austenită în funcție de temperatură, a compușilor niobiului cu C și N ([4] după Nordberg și Aaronson)

tenitice, la reîncălziri ulterioare, în special la temperaturi de austenitizare sub 1 150°C [5], [6]. Aceasta permite efectuarea cementării cu carbon în atmosferă controlată la temperaturi superioare celor uzuale, cu implicații asupra cineticii procesului și respectiv cu efecte economice considerabile.

Materiale, metodică de cercetare și concluzii

Determinarea influenței Nb asupra morfologiei și cineticii procesului de cementare cu carbon s-a efectuat comparativ pe probe din OLC 15 și OLC 15-Nb, cu compozițiile chimice trecute în tabelul 1.

Tratamentul termic preliminar aplicat este o normalizare la temperatura de 880°C.

Probele cu dimensiuni 15 × 15 × 15 mm au fost cementate cu carbon în atmosferă endotermă cu adaos de gaz metan. Experimentările s-au efectuat pe un cuptor tip IBSEN, cu T°_{max} de lucru de 1 150°C.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a materialelor studiate

Materialul	Compoziţia chimică, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Al	Cu	Nb
OLC15	0,12–0,19	0,35–0,65	0,37	–	–	max. 0,04	max. 0,04	–	–	–
OLC15/Nb	0,18	0,28	0,48	0,2	0,12	0,02	0,02	0,03	0,04	0,035

Tabelul 2

Temp., °C	900	930	960	980	1 000
CO_2, %	0,15	0,13	0,125	0,115	0,112

Tabelul 3

Mărimea grăuntelui real (punctaj granulaţie, N)

Timp, h *T*, °C	1		2		4		6	
	OLC 15	OLC 15/Nb	OLC 15	OLC 15/Nb	OLC 15	OLC 15/Nb	OLC 15	OLC 15/Nb
900	8–9	8–9	8–9	8	8–9	8–9	8	9
930	8	8	9	9	8–9	9	8	9
960	8–9	8	8	8–9	8	9	8	8–9
980	7	8	7	9	7	9	7	8–9
1000	7	8	7	8–9	6–7	8–9	6–7	8–9

Tabelul 4

Adîncimea stratului cementat, mm

T, °C t, h	Adîncimea stratului, mm							
	900		930		960		1000	
	OLC 15	OLC 15/Nb	OLC 15	OLC 15/Nb	OLC 15	OLC 15/Nb	OLC 15	OLC 15/Nb
1	0,25–0,3	0,35	0,4	0,4	0,4	0,4	0,5	0,6
2	0,5	0,4	0,5	0,5	0,5	0,6	0,6	0,7
4	0,5	0,4	0,6	0,6	0,6	0,6	0,7	1
6	0,6	0,5	0,7	0,65	0,8	0,6	0,8	1

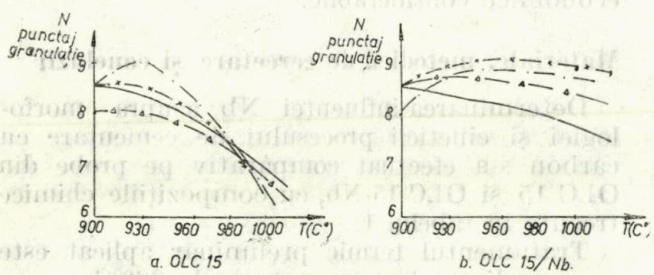


Fig. 3. Variaţia mărimii grăuntelui real cu temperatura de cementare cu carbon:
— timp de menţinere, 1 h;
–.–.– timp de menţinere, 2 h;
–x–x timp de menţinere, 4 h;
–Δ–Δ timp de menţinere, 6 h

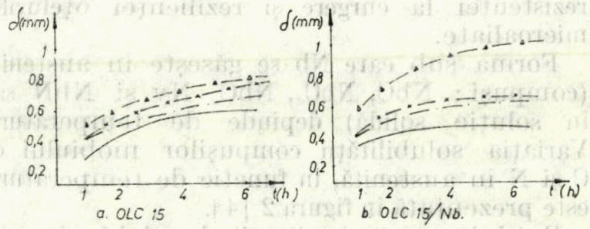


Fig. 4. Variaţia adîncimii de cementare în timp pentru:
— temperatura de cementare cu carbon, 900°C;
–.–.– temperatura de cementare cu carbon, 930°C;
–x–x temperatura de cementare cu carbon, 960°C;
–Δ–Δ temperatura de cementare cu carbon, 1 000°C

Controlul amestecului de carburare s-a efectuat prin intermediul conținutului de CO_2; valorile utilizate fiind tecute, în funcție de temperaturile de lucru, în tabelul 2.

De menționat că pentru fiecare temperatură s-a lucrat cu timpi de menținere de 1, 2, 4, 6 h.

Toate determinările au fost efectuate pe probe cementate (ciclu fără difuzie), răcirea după cementare făcîndu-se în aer.

Pe probele tratate s-au determinat:

— mărimea grăuntelui real conform STAS 5490/80;

— adîncimea stratului cementat.

Rezultatele experimentale sînt centralizate în tabelele 3, 4 și figurile 3, 4.

Din analiza rezultatelor experimentale (tab. 3, fig. 3), rezultă că oțelul OLC 15 microaliat cu Nb păstrează granulație mică (N = 8—9), chiar la temperaturi de 1 000°C, oțelul OLC 15 avînd granulația mai mare decît OLC 15/Nb la toate temperaturile la care s-au efectuat experimentările.

Din analiza variației adîncimii de cementare în timp (tab. 4, fig. 4), se constată că cinetica procesului este cu atît mai rapidă cu cît temperatura este mai ridicată pentru ambele oțeluri, rezultat previzibil dealtfel.

De asemenea, niobiul crește sensibil cinetica cementării cu carbon la temperaturi înalte (1 000°C), în condițiile în care granulația se menține mică.

BIBLIOGRAFIE

[1] De Ardo, A. *Aspecte fundamentale ale metalurgiei niobiului în comparație cu alte elemente de microaliere.* Departamentul de inginerie metalurgică și a metalelor, Universitatea din Pittsburgh Pennsylvania, S.U.A., 1983. Conferință C.O.S. Tîrgoviște.

[2] Kudielka, E. *Producția aliajelor cu Nb, practica realizării oțelurilor cu conținut de Nb și trecerea în revistă a aplicațiilor oțelurilor cu conținut de Nb.* Klöckner & Co, R.F.G. Conferință, C.O.S. Tîrgoviște, 1983.

[3] Friedrich, Heisterkamp și Lutz, Meyer *Columbium, Titanium and Vanadium in Normalized, Thermo-Mechanically Treated and Cold—Rolled Steels.* Micro Alloying 75, p. 153.

[4] Nordberg, H. și Aronson, B. În: J.I.S.I. S.U.A., 1968, p. 1263.

[5] Dyson, D. J. și Holmes, B. *Effect Alloying Additions on the Latice Parameter of Austenite.* În: J.I.S.I., S.U.A., mai, 1970.

[6] Hamevz, N. E. și De Kazinsky, F. *Kinetics of Austenite Grain Growth in Steel.* În: J.I.S.I., S.U.A., mart., 1970.

Saltul calitativ de la conceptul static la conceptul dinamic — factor de progres în teoria și practica metalurgică*

Prof. dr. ing. C. Wanyorek
Universitatea din Brașov

CZ : 621.793.71

„Cînd faptul întîlnit este în opoziție cu o teorie dominantă, trebuie să admitem faptul și să părăsim teoria, chiar cînd aceasta, susținută fiind de persoane cu renume, este universal admisă"

Claude Bernard

Orice proces tehnologic are ca scop realizarea, în timp, a unor anumite transformări prin trecerea de la o stare inițială la o stare finală — ambele fiind stări de echilibru.

Conceptul static în studierea unui proces tehnologic se mulțumește cu cercetarea, cu fotografierea acestor două stări extreme, neevolutive, pe care le descrie și le caracterizează.

Conceptul dinamic nu se mulțumește cu atît. El caută, în plus, să înțeleagă mecanismul intim prin care se efectuează transformarea, trecerea de la starea inițială la starea finală, studiindu-se, în acest scop, întreaga serie de stări intermediare, stări de dezechilibru, evolutive, filmînd, ca să zicem așa, întregul proces, conform cu desfășurarea lui în timp.

Cunoașterea acestui mecanism oferă posibilitatea, reală, de a stăpîni întregul proces, din punct de vedere teoretic, tehnic și economic — scop suprem al oricărui studiu tehnologic, al oricărei teorii a procesului.

Efectuîndu-se saltul calitativ, al trecerii de la conceptul static, neevolutiv, la conceptul dinamic, evolutiv, se pot realiza însemnate progrese atît în teoria, cît și în practica proceselor tehnologice de orice fel.

Prin cele cîteva exemple, ce vor urma, se va încerca a se ilustra cele afirmate [1]—[3].

1. Transformarea alotropică gama-alfa a fierului se explică, static, prin trecerea de la cubul cu fețele centrate, la cubul cu volum centrat — ceea ce, din punct de vedere dinamic, al efectuării reale a transformării nu este acceptabil, nici ca mecanism fizic, nici ca proces termodinamic [4]—[7] — și, în consecință, se impune ipoteza structurii tetragonale cu volumul centrat a fierului gama și austenitei — configurație moștenită ca atare de martensita de călire și transmisă fierului alfa printr-un mecanism rațional de contracție-dilatație, compatibil cu criteriile mecanic și termodinamic ale transformării.

2. Static, rezistența, mai precis limita de plasticitate a unei rețele cristaline [9], [10], depinde de mărimea forțelor interatomice corespunzătoare echilibrului rețelei — al unei rețele ideale, perfecte, lipsite total de orice fel de defecte, de structură sau de material — și în condițiile specificului atomilor constituenți.

Dinamic privită, limita de plasticitate poate să crească prin înmagazinarea în rețea a unor energii străine, capabile să dezechilibreze durabil rețeaua, ecruisînd-o.

Ecruisarea, dezechilibrarea rețelei în condițiile unor temperaturi suficient de scăzute pentru a împiedica total sau parțial producerea reechilibrării prin detensionare reprezintă calea unică, mecanismul unic pentru creșterea rezistenței, respectiv a limitei de plasticitate a matricei metalelor și aliajelor, în toate cazurile cînd se constată o astfel de creștere.

3. O energie străină, care acționează asupra unei rețele cristaline aflate inițial în stare de echilibru, se manifestă prin declanșarea de tensiuni interne [2], [8], definite ca forțe reale aplicate atomilor rețelei, respectivele tensiuni putînd fi de origine externă aliajului (mecanice) sau de origine internă (termică).

În realitate, procesul este dinamic, ceea ce conduce la clasificarea tensiunilor interne, în funcție de sensul acțiunii lor în: tensiuni interne active (mecanice sau termice), care dislocă atomii rețelei din pozițiile lor de echilibru și în tensiuni interne reactive, reprezentînd reacția elastică a rețelei, cu tendința de a readuce totul la echilibru.

Dacă această tendință de reechilibrare este frînată, datorită frecărilor interne, a barierelor energetice — vor rămîne acumulate în rețea tensiunile interne reactive reziduale, a căror apariție determină dezechilibrarea durabilă a rețelei, pretensionarea ei, ceea ce explică și definește crearea stării de ecruisare și determină, implicit, creșterea rezistenței, a limitei de plasticitate etc. ale matricei.

4. Din punct de vedere static, eliminarea din soluții solide suprasaturate, prin suprarăcire, a

* Comunicare prezentată la Sesiunea jubiliară din 23—24 februarie 1984, consacrată celei de a 30-a aniversări a Catedrei de prelucrări la cald a Universității din Brașov.

fazelor în exces, sub formă de cristale fin disperse, determină creşterea rezistenţei, respectiv a limitei de plasticitate a matricei aliajului, întrucît aceste particule, interpunîndu-se între planele de clivaj ale reţelei matricei, frînează, virtual, deformarea plastică a acesteia prin creşterea frecării în planele de alunecare.

În realitate, eliminarea se produce expansiv, precipitarea fiind dublată de o creştere a volumului specific real al precipitatului, faţă de volumul specific virtual avut în starea dizolvată — aspect dinamic. Expansiunea precipitatului, combinată cu temperatura scăzută a procesului, exercită o împingere ecruisantă asupra reţelei matricei, cu toate consecinţele cunoscute ale stării de ecruisare [6]—[9].

Durificarea oţelului prin călire nu se datoreşte transformării alotropice a fierului, care afinează reţeaua matricei, micşorîndu-i potenţialul de ecruisare posibilă. Durificarea oţelului prin călire se datoreşte procesului de precipitare expansivă a carburii, prin care matricea este ecruisată, pretensionată [9], [10].

5. Dislocaţiile, definite ca defecte de construcţie ale reţelei matricei aliajelor, şi constituind, prin aceasta, şi zone de perturbare, de dezechilibrare a cîmpului de forţe intern al reţelei, pot fi considerate, din punct de vedere static, neevolutiv, drept cauze ale creşterii rezistenţei matricei.

În realitate, din punct de vedere dinamic, evolutiv, creşterea rezistenţei nu se datorează nemijlocit defectelor de reţea, simplei lor existenţe formale, geometrice, în sine, ci cauzelor dezechilibrante generatoare de defecte: cristalizării (prin condiţiile particulare în care se produce), deformaţiilor plastice (la cald sau la rece), tratamentelor termochimice-termofizice, şi, în general, oricăror cîmpuri de energie (mecanice, termice, electrice, magnetice, de radiaţii etc.) — deci unor cauze care, prin acţiunea lor asupra reţelei, creează defectele, dezechilibrînd reţeaua, ceea ce, combinat cu efectul temperaturilor joase, care împiedică reechilibrarea, determină starea de ecruisare, de pretensionare a reţelei prin tensiunile interne reactive reziduale, ceea ce explică creşterea rezistenţei etc. ale reţelei — defectele de reţea avînd un rol de intermediar, simptomatic, ele însele fiind, în acest context, efecte şi nu cauze.

6. Fluctuaţia este un proces local, oscilant, calitativ şi cantitativ echivalent în ambele sensuri în care se produce, autoanihilant, static, neevolutiv [11], [12]. Fluctuaţia este specifică sistemelor termodinamice aflate în stare de echilibru. Fluctuaţia nu poate alterna starea globală de echilibru a sistemului în care se produce.

Ca atare, fluctuaţia nu poate servi la explicarea mecanismului de producere a unor procese evolutive, dinamice, declanşate în sisteme aflate iniţial în starea de echilibru, stare din care aceste sisteme au fost scoase prin aplicarea unui potenţial termodinamic, care determină iniţierea, întreţinerea şi ducerea pînă la capăt a unor procese evolutive, cum sînt: precipitarea din soluţii lichide sau solide, suprasaturate prin suprarăcire, sau coalescenţa particulelor de fază în exces, precipitate sub formă iniţială fin dispersă, moleculară, din soluţii solide suprasaturate prin suprarăcire.

Fluctuaţia poate uşura cinetic, poate unge dar nu poate determina termodinamic producerea transformării, transformare în care fluctuaţia se încadrează organic din primul moment al declanşării procesului de transformare globală, de evoluţie a sistemului [11], [12].

7. Privită static, precipitarea fazelor în exces din soluţii solide suprasaturate prin suprarăcire conduce la noţiunea de difuzie inversă, de la concentraţii slabe (soluţia suprasaturată) către concentraţii ridicate (precipitatul supraconcentrat, impropriu socotit „soluţie").

Conceptul dinamic determină observaţia că, prin însuşi procesul de precipitare, concentraţia soluţiei din jurul precipitatului scade, de la valoarea de suprasaturaţie, la valoarea de saturaţie, creînd un potenţial de difuzie normal faţă de restul, distant, al soluţiei mamă, suprasaturate.

8. Din punct de vedere static, intensitatea efectului termochimic [13] depinde de natura statică a contactului, simplu, cu mediul activ, de compoziţia şi de temperatura acestuia. Privit dinamic, efectul termochimic depinde, în mare măsură, de viteza de impact cu care particulele active sînt proiectate din mediul înconjurător asupra suprafeţei obiectelor supuse tratamentului — viteza de impact, agitaţia acestor particule, fiind dependentă de natura şi de intensitatea cîmpului energetic suplimentar (mecanic, ultrasonor, termic, magnetic, electric, de radiaţii etc.) folosit.

9. Intensitatea deformării plastice [14], a gradului de frămîntare realizat prin alungirea semifabricatului, ca în procesele de laminare, forjare, presare, tragere, extrudare etc. este caracterizată dinamic, dar sumar, prin valoarea coeficientului de coroiaj K, ca raport între ariile secţiunilor iniţială şi finală ale produsului — neglijîndu-se faptul că prin operaţia efectuată se modifică, în plus, şi gradul de complexitate C al conturului secţiunilor, forma lor — factor care nu poate fi indiferent pentru aprecierea multilaterală a efectelor operaţiei.

Pentru corectarea dinamică a omisiunii, se defineşte gradul de complexitate al profilului secţiunilor prin noţiunea de lungime specifică a conturului secţiunii ca raport dintre lungimea conturului şi aria secţiunii respective aferente: $C_i = L_i : A_i$, variaţia complexităţii, ca rezultat al operaţiei efectuate, fiind exprimată prin raportul dintre complexitatea finală

(mai mare) către complexitatea inițială (mai mică) — principiu care rămîne valabil și activ și în cazul conservării tipologice a profilelor inițial și final — de pildă la trecerea de la cerc (mai mare) tot la cerc (dar mai mic).

În aceste condiții, efectul global al operației poate fi reprezentat prin însumarea expresiilor celor două aspecte independente ale procesului: variația ariei secțiunii și variația complexității profilului secțiunii:

$$K = \left(\frac{A_1}{A_2} - 1\right) + \left(\frac{C_2}{C_1} - 1\right) = \frac{A_1}{A_2}\left(1 + \frac{L_2}{L_1}\right) - 2 \quad [12]$$

Din ambii termeni ai sumei s-a scăzut cîte o unitate, în vederea obținerii rezultatului sub formă de valori numerice semnificative începînd de la zero în sus, ceea ce permite folosirea acestui rezultat ca pe un parametru numeric, proporțional, utilizabil, ca atare, în eventuale alte calcule tehnologice, legate de procesul de deformare plastică în cauză.

Aceeași metodologie de calcul poate fi, și a și fost extinsă, rațional, pentru calcularea, pe bază de criterii geometrice a gradului de frămîntare produs de deformarea plastică în decursul operației de matrițare.

10. De regulă, analiza procesului de umplere a formelor de turnare, [15], [16], suferă de o simplificare de natură statică, prin dimensionarea parametrilor procesului, ai rețelei de turnare etc., în funcție de înălțimea medie a nivelului coloanei de metal lichid conținut în canalul principal de turnare, înălțimea medie fiind, în acest caz, o constantă convențională.

În realitate, procesul este dinamic și variabil în funcție de presiunea activă reală, ea însăși variabilă — presiune definită ca diferența dintre nivelul din pîlnia de turnare și nivelul existent momentan în interiorul formei de turnare.

În funcție de presiunea activă — care poate fi majorată, la nevoie, prin suprainălțarea canalului principal și a pîlniei de turnare — deci, în funcție de această presiune activă, reală, variază nu numai viteza (debitul) de umplere, ci totodată variază și viteza de ridicare, adică viteza cu care nivelul metalului lichid din interiorul formei se ridică în decursul procesului de umplere — factor de regulă neglijat, dar de mare influență asupra calității produsului — întrucît viteza de ridicare insuficientă va conduce, datorită răcirii intense a metalului lichid, la defectele de cute, suprapuneri și chiar la defectul de neumplere, nu numai în cazul obiectelor subțiri, ci, într-un mod în aparență paradoxal, chiar și în cazul verificat experimental al unor piese cu pereții foarte groși [16].

Realizarea unei viteze de ridicare satisfăcătoare presupune existența unei rețele de turnare închise și menținerea ei plină pe toată durata procesului de umplere — și aceasta în general — nu numai la turnarea fontei — cum se afirmă.

Stăpînirea vitezei de ridicare permite realizarea și a turnării cu supraîncălzire tehnologică moderată, ceea ce contribuie atît la micșorarea volumului de retasură și a maselotelor, cît și la prevenirea formării aderențelor.

11. Regula cercului sau a sferei înscrise, cu diametre mereu crescătoare, ca mijloc pentru realizarea solidificării dirijate a pieselor turnate, [15] exprimă un punct de vedere static, neevolutiv și pretinde, pentru a fi riguros valabilă, ca la finele operației de umplere a formei, metalul lichid conținut să aibă, în mod riguros, aceeași temperatură în toate punctele sale, cînd, într-adevăr, părțile mai groase se vor răci și solidifica în urma celor mai subțiri.

Din nefericire însă, această condiție nu se poate realiza, teoretic, niciodată și practic numai cu mare aproximație, în cazul utilizării unor viteze de umplere foarte mari, tinzînd către obținerea umplerii instantanee — influența efectului termic dinamic a curentului de metal lichid care parcurge forma de turnare, neputînd fi anihilat total, nici pe această cale extremă.

În realitate, procesul de umplere și de solidificare este un proces evolutiv, dinamic, caracterizat tocmai prin prezența efectului termic dinamic al curentului de metal lichid care parcurge forma, de la punctul de alimentare către extremitatea tehnologică a formei.

De-a lungul acestui parcurs, metalul se răcește progresiv, cu atît mai mult cu cît distanța de la punctul de alimentare este mai mare, în timp ce încărcarea termică dinamică a pereților formei este cu atît mai mare cu cît această distanță este mai mică, metalul fiind mai cald, și cu cît cantitatea de metal care s-a scurs peste unitatea de suprafață a formei de turnare — în punctul considerat — a fost mai mare.

Ca urmare, în afară de nodurile termice convenționale, geometrice, statice, datorate grosimii, se nasc, și încă cu foarte mare intensitate, nodurile termice dinamice, datorate atît temperaturii ridicate a metalului din vecinătatea intrării, cît și supraîncălzirii intense a pereților formei, fenomen care se poate produce chiar și în zone subțiri ale piesei, datorită debitului mare de metal cu care — local — pereții vin în contact. Punctul de alimentare este, prin excelență, un astfel de nod termic dinamic.

Canalul principal de turnare poate avea, și el, caracter de nod termic dinamic, cuplat eventual cu funcția de maselotă, funcție accentuată și desăvîrșită cînd i se dă, printr-o dimensionare adecvată, și caracterul de nod termic geometric.

În consecință, realizarea ideală a solidificării dirijate pretinde suprapunerea nodurilor termice, static și dinamic — suprapunere realizabilă prin alegerea convenabilă a sensului în care metalul lichid parcurge forma [6].

Aceste condiții sînt îndeplinite, aproape perfect, prin adoptarea tehnologiei de turnare cu maselote oarbe laterale (prevăzute cu bazin de radiație, pentru supraîncălzirea intensă a ogivei superioare și prevăzute și cu miez de ventilație, pentru a permite accesul presiunii atmosferice). Fiind intercalate între rețeaua de turnare și piesa propriu-zisă, ele sînt alimentate direct din rețeaua de turnare cu metalul cel mai cald.

Această tehnologie (MOLPAD) este aplicată cu succes în uzine de prim ordin din țara noastră, ea fiind indicată, cu deosebire, pentru turnarea de aliaje care prezintă o contracție de solidificare importantă, precum sînt oțelul, fonta cenușie cu grafit sferoidal, fonta albă, aliajele aluminiului etc.

12. Retasura [17]. De posibilitățile practice de a se micșora retasura — contracția de solidificare la turnarea pieselor — depinde posibilitatea de a se micșora maselotele necesare și, implicit, de a se micșora consumurile tehnologice de metal lichid și de energie calorică, absorbite de maselote.

Există un interes major de a se micșora aceste consumuri — ceea ce devine posibil exclusiv prin stăpînirea procesului de solidificare care are loc în interiorul formei, în timpul umplerii formei și pînă la terminarea acestei operații.

Conceptul static — lichid, pe de o parte, solid, pe de altă parte, coexistînd la aceeași temperatură, comună — dar avînd volume specifice diferite — nu este de ajutor, noțiunea de retasură avînd în aceste condiții sensul de constantă fizică, fixă, o caracteristică a aliajului respectiv.

Conceptul dinamic în teoria și practica umplerii formelor de turnare și de solidificare a pieselor turnate rezolvă problema tehnologică. Datorită distribuției inegale, dinamice, a temperaturii în masa metalului lichid aflat în curs de a umple forma, solidificarea se poate produce chiar și în decursul procesului de umplere, prin formarea așa-zisei „prime cruste solidificate" — care se poate pune în evidență, practic, prin golirea bruscă a formei chiar în momentul terminării umplerii: restul de metal, rămas solidificat în formă, reprezentînd prima crustă, se poate recupera și cîntări — și se mai poate și compara cu greutatea ansamblului piesă-maselotă, solidificat în condiții normale.

Numai diferența de masă — reprezentînd ceea ce la finele umplerii a mai fost încă lichid în interiorul formei — contribuie la formarea golului de contracție, determină mărimea reală a retasurii și, implicit, a maselotei necesare — de unde interesul major de a se obține, chiar în decursul umplerii, o primă crustă solidificată cît mai groasă, pentru ca restul, rămas lichid, să fie cît mai mic — și necesarul de maselotă de asemenea.

Acest rezultat se obține prin supraîncălzirea tehnologică minimă a lichidului și prin realizarea unei capacități de răcire maxime a formei.

Ar fi ideal ca la terminarea umplerii să fie terminată și solidificarea piesei — tendință urmărită prin realizarea solidificării dirijate și înfăptuită practic, ideal, la turnarea continuă.

Soluții intermediare: turnarea cu supraîncălzirea tehnologică minimă, tolerabilă, umplerea cu viteza minimă tolerabilă, turnarea în ploaie, turnarea în forme confecționate din amestecuri crude, în forme prevăzute cu răcitori, interiori sau exteriori, turnarea în forme metalice și, mai recent, turnarea în forme înghețate, în care apa din amestecul de formare, solidificată prin insuflarea de azot rece (provenit din deșeurile lichefierii aerului) joacă rol și de liant și de refrigerator.

Din interpretarea strictă a ecuației [13]:

$$V_r = \left(1 - \frac{2\ (\text{gros. medie crustă})}{\text{gros. medie piesă}}\right) \cdot \left(\frac{\text{greut. spec. solid}}{\text{greut. spec. lichid}} - 1\right),$$

ecuație care exprimă mărimea volumului retasurii, V_r, ca fracțiune zecimală din volumul total, V_t, turnat — în funcție de mărimea factorilor de influență — rezultă că, pentru a realiza un volum minim al retasurii, se impune: grosime maximă a primei cruste solidificate, grosime minimă a piesei, greutate specifică a lichidului cît mai apropiată de a solidului, prin supraîncălzire tehnologică minimă.

Pentru „modernizarea" și perfecționarea acestei ecuații, pentru exprimarea ei prin valori experimentale mai ușor sesizabile decît „grosimea medie a primei cruste" și „grosimea medie a piesei", fracția din primul factor s-a înlocuit prin raportul dintre „greutatea primei cruste" (obținută prin golire rapidă imediat după umplere) și „greutatea ansamblului piesă-maselotă", obținută normal:

$$V_r = \left(1 - \frac{\text{greut. primei cruste}}{\text{greut. piesă-maselotă)}}\right) \cdot \left(\frac{\text{greut. specifică solid}}{\text{greut. specifică lichid}} - 1\right)$$

În conceptul static, noțiunea de retasură are sensul de constantă fizică, rigidă, specifică aliajului în cauză.

În conceptul dinamic, noțiunea de retasură are sensul de parametru tehnologic, variabil

cu condiţiile de realizare practice ale procesului, permiţînd dirijarea procesului în direcţia compromisului celui mai avantajos.

Ceea ce dovedeşte, odată în plus, superioritatea conceptului dinamic, ca metodă de investigaţie faţă de conceptul static.

BIBLIOGRAFIE

[1] Wanyorek, C. *Modul de lucru ştiinţific.* În: Construcţia de maşini, R.S.R., nr. 12, 1966, p. 187—192; nr. 4, 1967, p. 731—737.

[2] Wanyorek, C. *Tratamente termice,* curs. Ed. Universităţii din Braşov, 1983.

[3] Wanyorek, C. *Contributions to the metallurgy of thermophysical and thermochemical processes.* Simpozionul internaţional de tratamente termice, Bucureşti, sept., 1979, vol. I, p. 125—133.

[4] Wanyorek, C. *Fierul gama.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1976, p. 490—496.

[5] Wanyorek, C. *The real structure of gama-iron and its metallurgical consequences.* Al 3-lea Congres internaţional de tratamente termice, Shanghai, nov., 1983.

[6] Wanyorek, C. *Martensita.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1980, p. 186—189.

[7] Wanyorek, C. *Teoria călirii.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1967, p. 421—424.

[8] Wanyorek, C. *Termodinamica călirii.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1968, p. 192—202.

[9] Wanyorek, C. *Cold hardening — the exclusive way to raise hardness and resistence of the matrix of metals and alloys.* Al 3-lea Congres internaţional de tratamente, Shanghai, nov., 1983.

[10] Wanyorek, C. *Mecanismul unic de ridicare a rezistenţei metalelor şi aliajelor prin ecruisare (dezechilibrare), mecanică sau termică a matricei (tensiunile interne reactive reziduale).* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1984, p. 98—103.

[11] Wanyorek, C. *Difuzia.* Sesiunea Inst. polit. Timişoara, 11 dec., 1981, vol. I, p. 31—37.

[12] Wanyorek, C. *Diffusion in dissolution-precipitation and in growth-coalescence processes.* Al 2-lea Congres internaţional de tratamente termice, Florenţa, sept., 1982.

[13] Wanyorek, C. *Tratamentele termochimice.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1981, p. 306—308.

[14] Wanyorek, C. *Gradul de forjare.* În: Metalurgia, R.P.R., nr. 10, 1956, p. 22—29.

[15] Wanyorek, C. *Tehnologia turnării.* În: Metalurgia, R.P.R., nr. 6, 1962, p. 494—501; nr. 12, 1963, p. 1068—1076; nr. 11, 1963, p. 629—634.

[16] Wanyorek, C. *Viteza de ridicare.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1963, p. 554—564.

[17] Wanyorek, C. *Retasura.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1972, p. 325—327.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 7, 1984

Reducerea consumului de combustibil solid la aglomerare prin redistribuirea raţională a acestuia pe înălţimea stratului de încărcat, p. 7 — Funcţionarea furnalelor cu introducerea în mod diferit a gazelor naturale la uzina Azovstal, p. 10 — Carbonul în peletele cu conţinut de metal, p. 13 — Perfecţionarea tehnologiei de economisire a energiei în producţia de oţel, p. 15 — Fabricarea oţelului rezistent la intemperii 10HDP cu utilizarea fontei aliate natural cu fosfor, p. 16 — Suflarea cu oxigen a băii de convertizor, cu modificarea ciclică a consumului acestuia, p. 19 — Dezoxidarea, alierea şi corecţia compoziţiei chimice a oţelului, prin introducerea în oală a sîrmei de aluminiu, p. 20 — Suflarea cu azot a oţelului în oală prin închizătoarele cu sertar, p. 21 — Situaţia şi perspectivele automatizării procesului de elaborare în convertizor şi de turnare continuă a oţelului, p. 22 — Prelucrarea cu plasmă şi cu arc electric a stratului superficial al lingourilor obţinute din oţel elaborat în cuptoarele electrice sub vid, p. 24 — Bazele teoretice ale măririi eficienţei afinării în cazul procedeelor de retopire, p. 26 — Topirea şi afinarea materialelor necompacte în zgura supraîncălzită, p. 30 — Influenţa tehnologiei de retopire asupra calităţii suprafeţei lingourilor retopite electric sub zgură, p. 33 — Probleme economice ale dezvoltării electrometalurgiei speciale, p. 34 — Stabilirea parametrilor raţionali de exploatare ai regimului electric la cuptoarele electrice de putere foarte mare, p. 37 — Alegerea unei grosimi optime a laminatului la fabricarea benzilor laminate la rece, p. 40 — Fabricarea de profile îndoite pentru elementele SCeS—640, p. 45 — Modelarea statistică a regimurilor de solicitare a laminoarelor, p. 46 — Laminarea oţelurilor rezistente la coroziune pe laminorul cu 20 cilindri 1700, p. 50 — Reducerea consumului de energie la laminarea oţelurilor rezistente la coroziune greu deformabile, p. 51 — Particularităţile decapării continue a oţelului lat cu conţinut scăzut de siliciu, p. 53 — Asimilarea fabricării ţevilor din două straturi înfăşurate şi lipite, p. 54 — Metodă magnetică de control al proprietăţilor mecanice ale ţevilor de uz general, p. 56 — Alegerea unui procedeu de aplicare a unsorii pe cablurile cu secţiune mică, p. 59 — Rezerve de îmbunătăţire a calităţii sudării cap la cap, prin contact, a sîrmei, p. 63 — Un nou procedeu de formare a zonelor conice în canalul fibrelor din aliaj dur, p. 64 — Tehnologia de prelucrare a colacilor de 500 kg din oţel pentru rulmenţi, p. 66 — Influenţa structurii asupra rezistenţei la rupere a oţelurilor slab aliate pentru ţevi, p. 70 — Aspecte microstructurale ale degradării la fragilizarea în medii acide a oţelurilor pentru conductele de gaze, p. 73 — Experienţa utilizării oţelului pentru matriţe 50H5N2SMF pentru cuţite de tăiere la cald a laminatelor, p. 79 — Organizarea învăţămîntului economic în ramură şi rolul acestuia la îmbunătăţirea activităţii economice a întreprinderilor, p. 80 — Influenţa loturilor de tonaj mic asupra costului de fabricaţie al profilelor fasonate de mare precizie, p. 82 — Sistem de stabilizare automată a temperaturii laminatului la intrarea în grupul finisor de la laminorul 400, p. 86 — Studierea funcţionării termice şi reconstrucţia cuptoarelor cu trecere continuă şi cu propulsie 800, p. 89 — Un sistem modern de evidenţă şi analiză a refuzurilor de funcţionare a maşinilor electrice din combinatele metalurgice, p. 92.

Conf. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice—București
ing. T. Niculescu

Tehnologii neconvenționale de acoperire metalică prin pulverizare catodică (II)

CZ : 621.793.71

Construcția instalațiilor standard pentru pulverizarea în cîmp magnetic (High-Rate Sputtering). Tipuri de magnetroane

Un modul standard pentru pulverizare prin procedeul triodă este în principal alcătuit dintr-un echipament de depunere și unul de alimentare electrică. În figura 1 se prezintă instalația standard de pulverizare catodică în cîmp

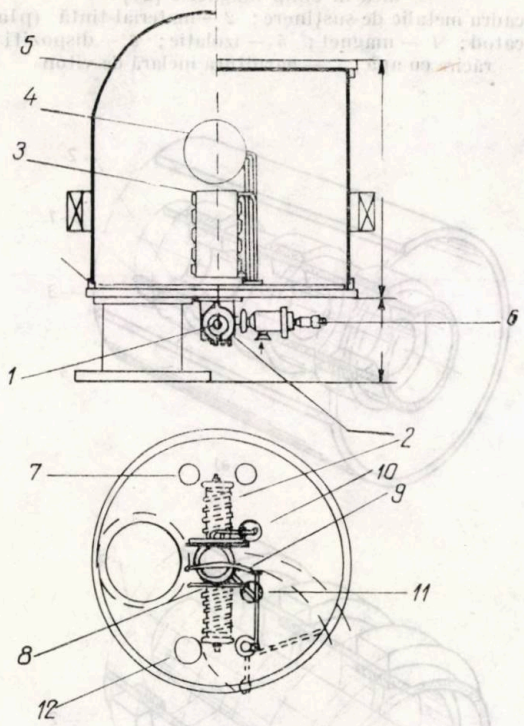


Fig. 1. Modul standard de pulverizare catodică în cîmp magnetic (procedeul triodă) T 450, fabricație ALCATEL [14]: *1* — portfilament; *2* — cameră de ionizare; *3* — anod; *4* — țintă; *5* — clopot de sticlă Ø 450 × 500 mm; *6* — microvană argon; *7* — dispozitiv polarizare anod; *8* — suport substrat (fix sau amovibil); *9* — mască pentru țintă; *10* — dispozitiv de răcire pentru țintă; *11* — dispozitiv răcire anod; *12* — dispozitiv polarizare substrat (bias sputtering)

magnetic T 450, fabricație ALCATEL din Franța. Echipamentul de depunere al acestei instalații cuprinde :

— un generator de plasmă, montat pe o placă de bază, alcătuit la rîndul său din : *a*) cameră de ionizare răcită cu apă, echipată cu două portfilamente și o vană de admisie cu argon, cu reglaj fin ; *b*) anod răcit cu un circuit de apă, racordat la o conexiune electrică de Ø 32 mm ; *c*) bobină magnetică standard (B 300, B 450 sau B 600 cu rezistențe de 1,4 ; 2,1 sau 2,75 ohmi) ;

— o țintă, răcită cu apă, izolată și conectată la o trecere de înaltă frecvență ;

— o mască pivotantă pentru țintă, cu comandă manuală ;

— un suport pentru substrat izolat și conectat la o trecere electrică, care asigură bombardamentul ionic sau procesul triodă cu polarizarea substratului (bias-sputtering) ;

— o incintă din sticlă (gen clopot) sau din oțel inoxidabil ;

— o supapă electromagnetică pentru alimentarea cu apă, a cărei deschidere este comandată automat.

Echipamentul de alimentare electrică este un dulap metalic prevăzut cu mai multe module pentru :

— alimentarea filamentului de wolfram (0—30 V ; 50 A, c.a.)

— alimentarea anodului (0—130 V ; 10A, c.c.) ;

— alimentarea țintei (0—1 500 V ; 500 mA, c.c.).

Totodată, echipamentul de alimentare electrică este prevăzut cu aparatura necesară de măsură și control.

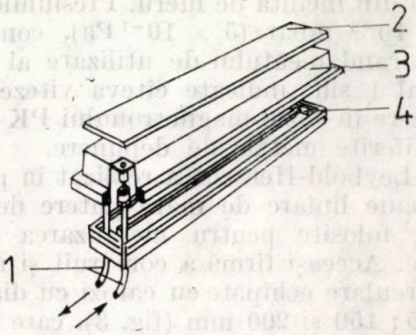


Fig. 2. Magnetron liniar PK 500 L, Leybold-Heraeus, R.F.G. [20]:
1 — legături pentru apa de răcire ; *2* — țintă ; *3* — catod ; *4* — magnet permanent

Un element de bază al instalației de pulverizare în sistem triodă este magnetronul. S-au realizat diferite tipuri de magnetroane, în funcție de natura și grosimea acoperirii. Pentru acoperirea suprafețelor plane, firma Leybold-

Tabelul 1

Vitezele de depunere și grosimile filmului depus la o singură trecere, obținute cu magnetronul PK 500 L, pentru un avans de 10 cm/min[20]

Materialul țintei	Randamentul de pulverizare, atomi/ioni Ar*	Viteze de depunere la 10 kW, m/min	Grosimea filmului la o singură trecere, μm
Ag	3,4	3,90	4,29
Al	1,2	0,66	0,73
Au	2,8	3,00	3,3*
Cr	1,3	0,72	0,79
Cu	2,3	1,68	1,85
Mo	0,9	0,9*	1,00*
Nb	0,65	0,7*	0,8*
Pd	2,4	2,2*	2,4*
Pt	1,8	1,5*	1,6*
Rh	1,5	1,3*	1,4*
Si	0,5	0,6*	0,7*
Ta	0,6	0,69	0,76
Ti	0,6	0,36	0,40
W	0,6	0,6*	0,7*
Zr	0,75	1,10*	1,2*

* Vitezele de depunere menționate, respectiv grosimile de film sînt calculate pe baza vitezelor de pulverizare

Heraeus (R.F.G.) folosește dispozitivul de tip liniar PK 500 L (fig. 2), care permite acoperirea unor suprafețe mari cu o bună uniformitate de grosime a stratului depus (abatere $\pm$ 5%). Pentru a se obține uniformitatea stratului depus, substratul este deplasat în sens perpendicular pe axa catodului. Acest tip de magnetron este montat într-o deschidere a incintei vidate, folosind garnituri inelare de viton * (0-ring). Randamentul de utilizare al țintei depinde de materialul de depunere și de parametrii de lucru, avînd valori cuprinse între 25 și 45%. În cazul procedeului de pulverizare reactivă, randamentul este de 25—35%, fiind influențat și de alți factori, printre care și de presiunea din incinta de lucru. Presiunile joase, sub 5×10^{-3} mbar (5×10^{-1} Pa), conduc la creșterea randamentului de utilizare al țintei. În tabelul 1 sînt indicate cîteva viteze tipice de depunere în cazul magnetronului PK 500 L, pentru diferite metale de depunere.

Firma Leybold-Heraeus a realizat în prezent magnetroane liniare de mare putere de 50 și 120 kW, folosite pentru metalizarea foliilor de plastic. Aceeași firmă a construit și magnetroane circulare echipate cu catozi cu diametre de 28; 75; 150 și 200 mm (fig. 3), care permit însă obținerea de straturi cu grosimi uniforme numai pe o arie limitată. Pentru acoperirea unor arii mari se practică rotirea substraturilor sub catod și folosirea de ecrane profilate. În figura 4 este prezentată construcția unor magnetroane toroidale folosite pentru acoperirea de suprafețe cilindrice interioare sau exterioare.

* Copolimer de fluorură de viniliden și hexafluorpropilenă, cu foarte bună stabilitate chimică și termică (pînă la 200°C).

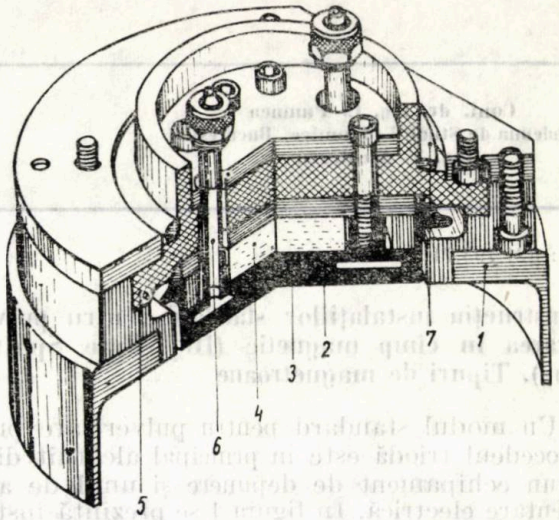


Fig. 3. Magnetron circular PK 75 pentru pulverizarea catodică în cîmp magnetic [21]:
1 — cadru metalic de susținere; *2* — material-țintă (placă); *3* — catod; *4* — magnet; *5* — izolație; *6* — dispozitiv de răcire cu apă; *7* — garnitură inelară de viton

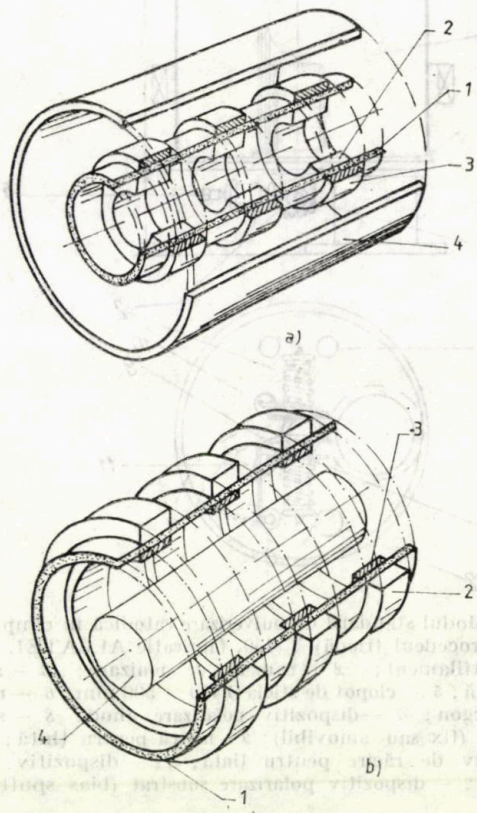


Fig. 4. Magnetron toroidal [21]:
a) pentru depuneri pe suprafețe cilindrice interioare; *b*) pentru depuneri pe suprafețe cilindrice exterioare; *1* — țeavă din materialul-țintă; *2* — magnet; *3* — inel de descărcare; *4* — substrat

În tabelul 2 se prezintă vitezele medii de pulverizare la folosirea unor catozi convenționali cu diametrul de 75 mm.

Tabelul 2

Vitezele medii de pulverizare pentru catod circular cu diametrul de 75 mm [16]

Materialul ţintei	Viteza, nm/s	Potenţial continuu, kV
Au	2,55	2,6
	1,20	1,9
Cr	0,90	2,8
	0,50	2,0
Cu	1,70	2,7
	1,00	1,9
Ni/Cr (80/20)	0,90	2,7
	0,45	1,9
Si_3N_4	0,60	2,8
	0,25	2,0
SiO_2	0,40	2,6
	0,30	2,2
Ta	0,55	2,5
	0,30	1,9
Ti	0,70	2,7
	0,40	1,9
Zr	0,90	2,6
	0,50	1,9
Substrat	plăci de sticlă răcite	
Gaz de lucru	argon 99,999%	
Presiune de lucru	7×10^{-3} mbar (7×10^{-1} Pa)	
Distanţa ţintă-substrat	36 mm	

Instalaţii speciale de pulverizare catodică în cîmp magnetic

Datorită domeniului foarte larg de aplicaţie a procedeului de pulverizare catodică în cîmp magnetic, s-a realizat în stadiul actual un număr mare de tipuri de instalaţii.

Instalaţii de pulverizare „în linie" pentru producţia de masă. Asemenea instalaţii sînt folosite pentru metalizarea cu filme subţiri a suprafeţelor plane, fiind realizate după o concepţie modulară (fig. 5). Instalaţiile sînt alcătuite din mai multe module (camere) separate cu ajutorul unor valve electropneumatice, respectiv modulele de încărcare *1*, de lucru *2* şi de descărcare *3*. Transferul substraturilor dintr-o cameră în alta se realizează prin intermediul unor palete care se trec succesiv pe deasupra catozilor *5*. Instalaţiile „în linie" pot fi prevăzute de asemenea cu module de preîncălzire şi decapare ionică a substraturilor înainte de introducerea acestora în camera de depunere.

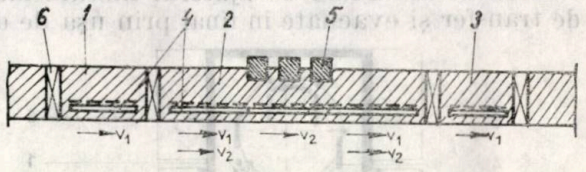


Fig. 5. Schema de lucru a instalaţiei de pulverizare „în linie" [16]:
1 — modulul de încărcare; *2* — modulul de lucru (metalizare); *3* — modulul de descărcare; *4* — catod; *5* — paletă; *6* — valvă electropneumatică; v_1 — transport discontinuu al paletei; v_2 — transport continuu al paletei în camera de depunere

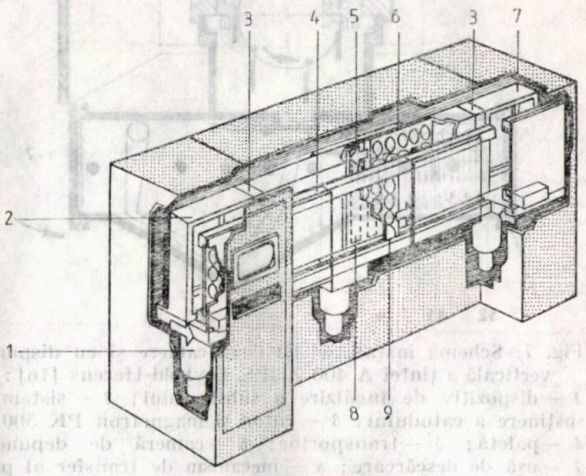


Fig. 6. Schema instalaţiei „în linie" Leybold-Heraeus, tip Z 1000 V [15]:
1 — pompă pentru vid avansat; *2* — modulul de descărcare; *3* — valvă (ecluză); *4* — sistem de transport cu conveior; *5* — catod de pulverizare în cîmp magnetic; *6* — modulul de depunere; *7* — modulul de încărcare; *8* — catod adiţional pentru acoperiri pe ambele feţe ale substratului; *9* — suport pentru substrat

În toate modulele se face vid şi se recirculă argon pentru prevenirea contaminării straturilor depuse. În camera de depunere se pot folosi amestecuri argon-oxigen sau argon-azot, în cazul practicării procedeului de pulverizare catodică reactivă.

În figura 6 se arată schema de principiu a instalaţiei „în linie" Leybold-Heraeus Z 1 000 V cu poziţionarea verticală a substraturilor dispuse pe palete, care sînt transportate dintr-o cameră în alta cu ajutorul unui conveior. O astfel de instalaţie permite acoperirea pe ambele părţi a substraturilor fixate de palete.

Instalaţia cu două camere şi cu dispunerea verticală a ţintei A 400 Z3 PS (fig. 7). Instalaţia este concepută cu două camere: camera de încărcare *9* şi camera de depunere *6*. Substraturile montate pe paletele *4* după preîncălzire cu ajutorul încălzitoarelor cu raze infraroşii *11* sînt deplasate în dreptul mecanismului de trans-

fer *8*, care prin intermediul ecluzei *10* le transferă în camera de depunere *6*, unde, cu ajutorul transportorului *5*, paletele sînt aduse succesiv în fața catozilor PK 500 L. După parcurgerea traseului complet, paletele sînt readuse în camera de încărcare cu ajutorul mecanismului de transfer și evacuate în final prin ușa de descărcare *7*. Instalația care funcționează continuu este destinată, în mod special, pentru acoperiri pe piesele folosite în microelectronică. Se pot folosi ținte obținute prin presare și sinterizare din NiCr, TiW sau $MoSi_2$. Instalația poate realiza acoperirea ambelor fețe ale substraturilor, situație în care se dublează numărul de catozi.

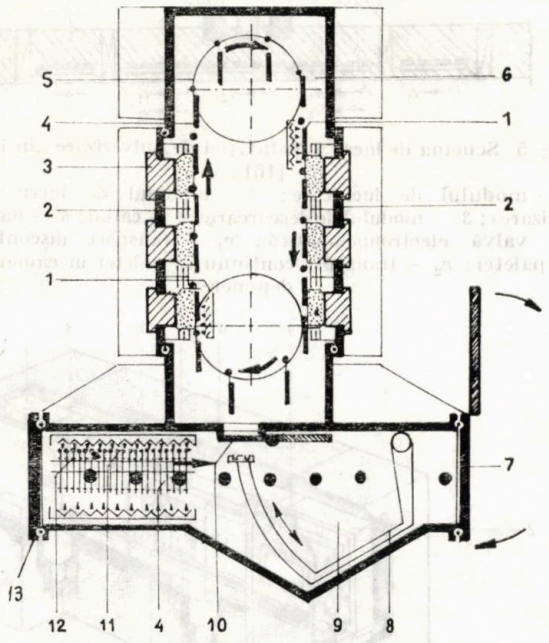


Fig. 7. Schema instalației cu două camere și cu dispunere verticală a țintei A 400 Z 3PS, Leybold-Hereus [16]: *1* — dispozitiv de încălzire a substratului; *2* — sistem de susținere a catodului; *3* — catod și magnetron PK 500 L; *4* — paletă; *5* — transportor; *6* — cameră de depunere; *7* — ușă de descărcare; *8* — mecanism de transfer al paletelor; *9* — cameră de încărcare; *10* — ecluză; *11* — încălzitor cu raze IR; *12* — suport pentru palete; *13* — ușă de încărcare

În camera de încărcare, piesele de acoperit sînt preîncălzite la circa 300°C și degazate prin efectuarea unui vid parțial în această cameră. În camera de depunere se realizează înainte de ciclul de lucru un vid avansat de 5×10^{-3} Pa, după care se face admisia argonului necesar proceselor de descărcare și de pulverizare. Pentru obținerea vidului foarte avansat în camera de depunere, instalația este echipată cu pompe turbomoleculare și criogenice.

Instalații de acoperire pentru piese turnate. Asemenea instalații se utilizează pentru metalizări de piese turnate metalice sau de piese din materiale plastice, sticlă și alte materiale nemetalice. Ca materiale de acoperire se folosesc, în mod special, Al, Cu, Ag, Au și alte metale pure, precum și aliaje ale acestor metale. Principalele domenii de aplicație a acestor instalații și tehnologii sînt: acoperiri metalice pe oglinzi, durificarea suprafețelor metalice, metalizări pe piese de motoare și armături metalice cu crom sau oțeluri anticorosive, acoperiri pe materiale plastice transparente și pe sticlă. Instalațiile de acest gen (fig. 8) se compun dintr-un tambur cilindric *1*, în care piesele de acoperit *4*, fixate pe suporții *3*, sînt aduse prin rotire în dreptul catodului *2* pe care este aplicat materialul-țintă. Piesele de acoperit capătă două mișcări distincte și anume mișcarea de revoluție în interiorul tamburului și rotirea în jurul axului suportului *3*. Instalațiile sînt concepute în două variante: cu catodul amplasat în interiorul tamburului (*a*) și cu catodul dispus pe generatoarea tamburului (*b*), adoptarea soluțiilor depinzînd de forma pieselor de metalizat. Vidul în interiorul tamburului, înainte de admisia argonului, se realizează cu ajutorul pompelor rotative de vid preliminar *5*, pompelor Roots *6* și a pompelor de difuzie cu ulei, care în final permit atingerea unei presiuni de 10^{-2}—10^{-3} Pa. Instalațiile pot fi prevăzute și cu o trapă criogenică, care funcționează cu azot lichid sau este conectată la o unitate de refrigerare. Încărcarea și descărcarea pieselor supuse metalizării se efectuează printr-o ușă frontală prin manevrarea suporților.

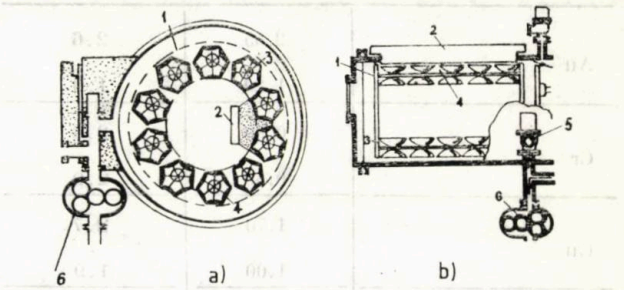


Fig. 8. Scheme de principiu ale instalațiilor de metalizare a pieselor turnate [17]: *1* — tambur; *2* — ansamblu catod-magnetron; *3* — suport; *4* — piesă de acoperit; *5* — pompă rotativă; *6* — pompă Roots; *a*) variantă cu catod interior; *b*) variantă cu catod amplasat pe generatoarea tamburului

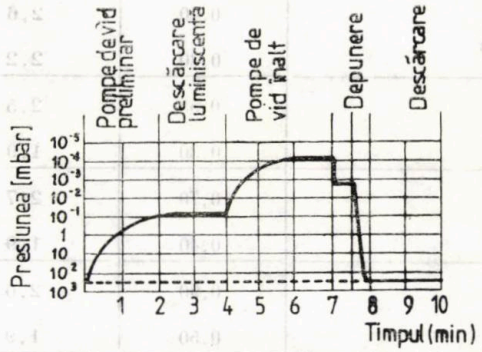


Fig. 9. Diagrama unui ciclu de metalizare [17]

Întregul ciclu de acoperire se realizează complet automatizat pe bază de comandă-program, instalațiile fiind dotate cu microprocesoare pentru reglarea parametrilor tehnologici. Diagrama unui ciclu de lucru este prezentată în figura 9.

În figura 10 se prezintă schema de ansamblu a instalației A 1400 HZ realizată de firma Leybold-Heraeus.

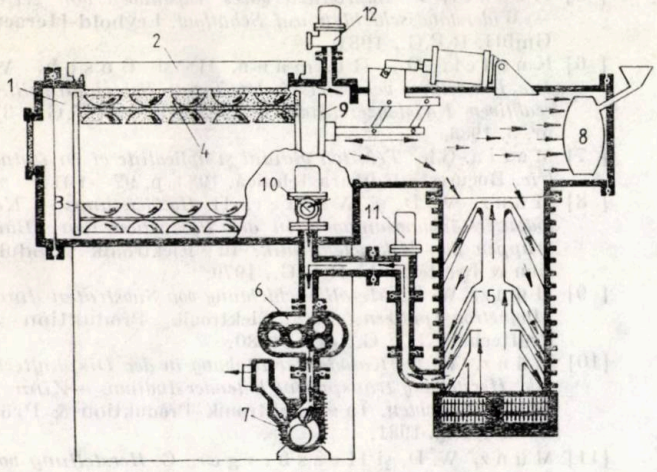


Fig. 10. Schema de ansamblu a instalației Leybold-Heraeus tip A 1400 HZ [17]:
1 — tambur; *2* — ansamblu catod-magnetron; *3* — suport; *4* — piesă de acoperit; *5* — pompă de difuzie; *6* — pompă Roots; *7* — pompă rotativă cu piston; *8* — trapă criogenică; *9* — valvă de vid înalt; *10* — valvă electropneumatică; *11* — valvă de compensare a presiunii; *12* — valvă de admisie a aerului

Caracteristicile depunerilor realizate prin pulverizare catodică

a) *Starea cristalină.* Prin pulverizare catodică în cîmp magnetic se obțin filme subțiri cu structură microcristalină, cu dimensiunea cristalitelor cuprinsă între 100 și 500 Å. Prin încălzirea substratului se pot obține ușor cristalite cu dimensiuni de ordinul micronilor. De asemenea, este posibilă realizarea de monocristale de mari dimensiuni, pornind de la substraturi monocristaline.

b) *Uniformitatea de grosime.* Una din caracteristicile de bază ale depunerilor realizate prin pulverizare catodică este uniformitatea deosebită de grosime a acestora. Aceasta se datorează faptului că traiectoria atomilor ejectați din țintă este liniară și procesul decurge în vid, ceea ce face ca majoritatea acestor atomi să întîlnească substratul fixat pe anod. Problemele de uniformitate a grosimii stratului depus se rezumă în principal la relații geometrice. Astfel, de exemplu într-un sistem plan țintă-substrat, ținta trebuie să aibă o dimensiune cel puțin egală cu cea a substratului. Pentru a se obține un substrat plan de suprafață mare este necesar să se folosească mai multe ținte sau să se asigure deplasarea țintei în fața catodului.

c). *Aderența.* Pulverizarea catodică permite un acroșaj foarte bun al materialului-țintă pe substrat, prin formarea „punctelor de acroșaj" generate de defectele superficiale ale substratului (defecte cristaline, variații locale de potențial datorită legăturilor libere sau aport de sarcini electrice pe substrat). Înainte de efectuarea depunerii, se realizează o ușoară eroziune ionică a substratului, operație prin care se asigură curățarea suprafeței, precum și formarea defectelor superficiale care formează puncte de acroșaj.

Aplicații ale pulverizării catodice

Datorită avantajelor deosebite, pulverizarea catodică are numeroase aplicații în tehnica acoperirilor metalice ale pieselor și semifabricatelor cu utilizări în microelectronică, tehnica nucleară, industria optică și în alte domenii în care se utilizează depuneri cu grosimi de la 50 Å la 50 μm. Dintre aplicațiile foarte importante ale pulverizării catodice sînt de reținut următoarele:

a) Realizarea de depuneri refractare metalice și nemetalice pe bază de W, Ta, Rh, Hf, Mo, Nb, TiC, care se pot obține greu prin procedeele de evaporare în vid, datorită punctelor foarte înalte de volatilizare. Asemenea acoperiri sînt greu de realizat prin electroliză în săruri topite la 700—1 000°C.

Depunerile refractare se pot obține prin pulverizare catodică cu viteze acceptabile (2—6 μm/h). Asemenea depuneri sînt folosite ca filme electroconductoare, rezistive sau supraconductoare, precum și ca acoperiri anticorosive.

b) Una din aplicațiile foarte importante ale pulverizării catodice este realizarea de acoperiri metalice pe benzi electroconductoare sau pe contactele componentelor pentru semiconductoare. Pentru asemenea depuneri se utilizează atît aluminiul, cît și aliaje de Al—Si, Al—Cu, Al—Si—Cu sau Ti—W.

c) Obținerea de straturi multiple de compoziții diferite în producția de semiconductoare. Printr-o asemenea tehnică se realizează depuneri succesive de două, trei sau chiar patru materiale metalice, în special de aliaje de Ni/Cr—Cu, Ti—Pt—Au, Ti—Pd—Au, TaN—Ti—Au, Pt—Ti—W, Ni/Cr—Ti—Cu—Au sau Cr/SiO—V—Cu—Ni.

d) O altă aplicație a pulverizării catodice în cîmp magnetic este realizarea de depuneri de filme de pasivizare sau izolante pe bază de SiO_2 sau Al_2O_3 (pulverizare catodică reactivă) pe o gamă variată de piese metalice, inclusiv în tehnologia semiconductoarelor.

e) Aplicații importante ale pulverizării catodice sînt de evidențiat în domeniul obținerii de acoperiri rezistente la uzare prin frecare, bazate pe cupluri de materiale cu coeficienți mici de frecare, de exemplu Ag/Fe, Pb/Fe, Mo/Cu sau WC/Al_2O_3. Sînt de menționat de asemenea depunerile de materiale dure pe metale, ca aluminiul, beriliul sau titanul, care se pot realiza foarte greu prin procesele de electroliză.

f) În prezent s-au pus la punct procedee de acoperiri transparente din oxizi de indiu și staniu pentru aplicații în tehnicile de optică electronică, în special pentru ecrane de afișare de mari dimensiuni.

g) Tehnicile de pulverizare catodică în cîmp magnetic s-au impus, în mod deosebit, la obținerea de depuneri pe bază de crom pentru „măști" în producția de circuite integrate, cu largi utilizări în microelectronică.

h) De mare importanță sînt aplicațiile pulverizării catodice în realizarea de acoperiri pe scule așchietoare din TiN cu durități și rezistențe mari la uzare sau de depuneri decorative din același material pe carcase de ceasornice sau bijuterii, care imită fidel obiectele de aur. O asemenea tehnologie se bazează pe procesele de pulverizare catodică reactivă, care utilizează drept gaz de ionizare un amestec gazos de argon-azot, iar drept țintă, plăci de titan metalic.

i) Alte aplicații importante ale pulverizării catodice constau în realizarea de depuneri de straturi foarte subțiri în industria optică la obținerea de filtre, oglinzi de suprafață, oglinzi reci, oglinzi laser, acoperiri antireflectorizante, precum și la metalizarea benzilor magnetice utilizate în tehnicile de calcul electronic.

Diversitatea de aplicații ale procedeelor de pulverizare catodică a determinat ca în ultimul timp să se realizeze instalații industriale complet automatizate, de mare productivitate, specializate pe un anumit gen de operații de acoperire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bessot, J. J. *La pulvérisation cathodique, mise en oeuvre et applications.* Alcatel Riber — Téchniques du vide et de l'ultravide, Franța, 1981.

[2] Brauer, W., Kienel, G. și Wechsung, R. *Reproducible Methods for the Fabrication of Microwave Strip Lines of High Precision and Reliability.* În: Solid State Technology, S.U.A., dec., 1976.

[3] Deppisch, G. *Schichtdickengleichmässigkeit von aufgestäubten Schichten — Vergleich zwischen Berechnungen und praktischen Ergebnissen.* În: Vakuum — Technik, R.F.G., mai, 1981, p. 106—112.

[4] Hegner, F. și Feuerstein, I. *Al/Si — Metallisierung durch Simultanbetrieb durch zwei geregelte Elektronenstrahlverdampfer.* În: Vakuum — Technik, R.F.G., nr. 12, ian., 1978.

[5] Hegner, F. *Reproduzierbares Aufstäuben von Ni/Cr — Widerstandsschichten auf Schüttgut.* Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1981.

[6] Knotek, O., Reimann, H. și Bosch, W. *Die Darstellung verschleissfester TiN — Schichten mittels reaktiven Katodenzerstäubens.* În: Metall, R.F.G., 37, nr. 3, 1983.

[7] Marin, Gh. *Tehnica vidului și aplicațiile ei în industrie.* București, Editura tehnică, 1983, p. 97—101.

[8] Münz, W. D. și Walter, H. *Hochleistungs — Katodenzerstäubungsanlagen in der Produktion von Baugruppen der Mikroelektronik.* În: Elektronik Produktion & Prüftechnik, R.F.G., 1979.

[9] Münz, W. D. *Metallbeschichtung von Substraten durch Magnetron-Sputtern.* În: Elektronik Produktion & Prüftechnik, R.F.G., dec., 1980.

[10] Münz, W. D. *Katodenzerstäubung in der Displaytechnik. Herstellung transparent leitender Indium — Zinn — Oxyd — Schichten.* În: Elektronik Produktion & Prüftechnik, feb., 1981.

[11] Münz, W. D. și Hessberger, G. *Herstellung von harten Titannitridschichten mittels Hochleistungskatodenzerstäubung.* Leybold-Heraeus, R.F.G., 1981.

[12] Münz, W. D. și Hofmann, D. *Herstellung harter dekorativer goldfarbener Titannitridschichten mittels Hochleistungskatodenzerstäubung.* Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., ian., 1983.

[13] * * * *Pulvérisation cathodique, mise en oeuvre et applications.* Alcatel Riber — Techniques du vide et de l'ultravide, Franța, 1982.

[14] * * * *Pulvérisation cathodique. Procédé triode.* Alcatel Riber — Techniques du vide et de l'ultravide, Franța, 1981.

[15] * * * *Cathode Sputtering.* Leybold-Heraeus GmbH, Franța, 1983 (prospect).

[16] * * * *High — Rate Sputtering.* Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983 (prospect)

[17] * * * *High — Rate Sputtering Plants for Moulded Parts.* Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983 (prospect).

[18] * * * *Cathode Sputtering Plant for Ni—Cr Coatings.* Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983 (prospect).

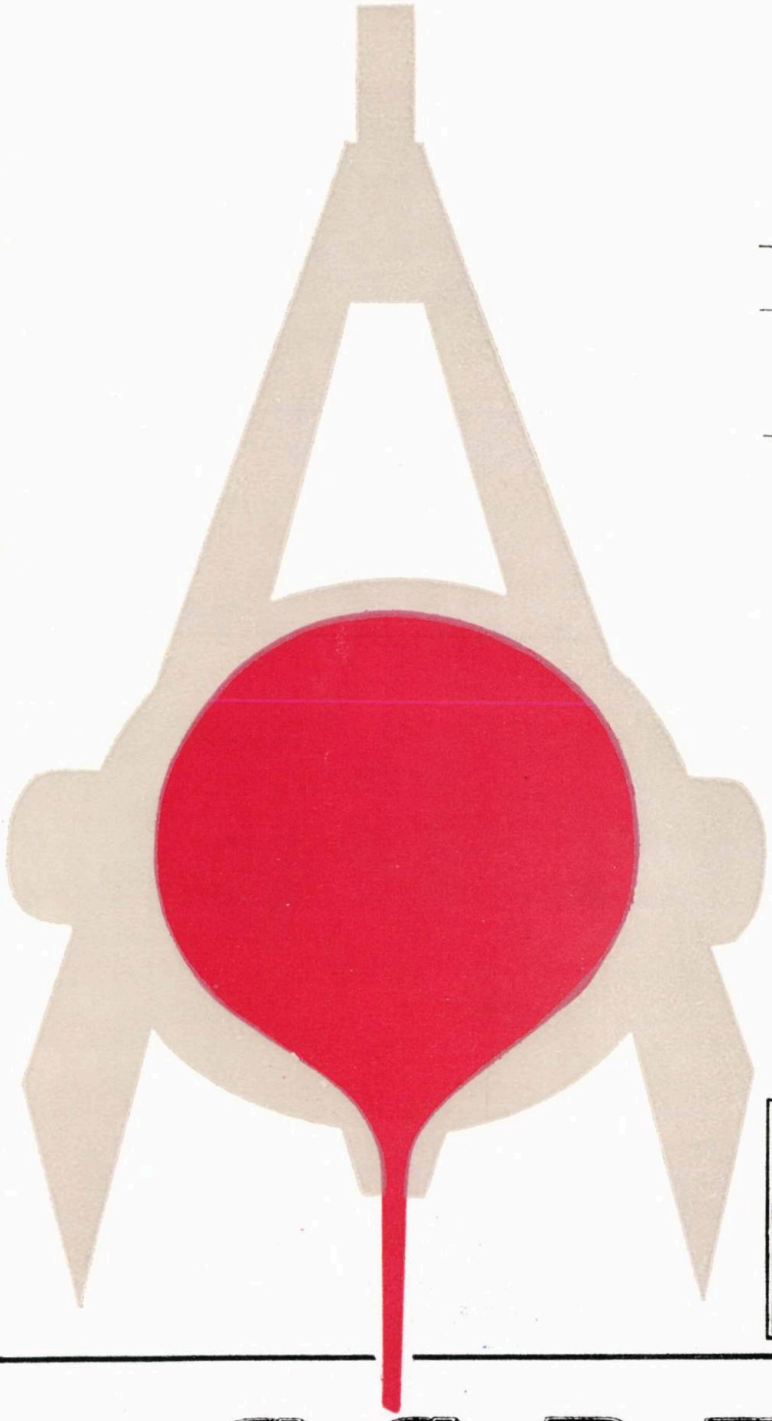
[19] * * * *High Vacuum Roll Coating Plants.* Leybold-Heraeus, GmbH, R.F.G., 1983 (prospect).

[20] * * * *Sputtering Technology.* Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983 (prospect).

[21] Heinz, B. și Patz, U. *Technology of High-Rate Sputtering with Planar Magnetrons.* Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983.

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

1985 DEC 1 4

= 3280

R 1985 MAR 27

REFERÁLVA

METALURGIA

2

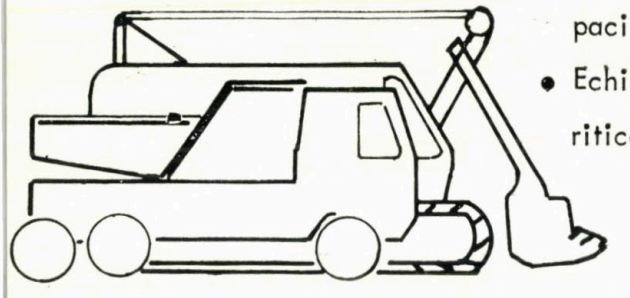
METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 2 • FEBRUARIE 1985

INTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCȚII -GALAȚI-

I U G C

I.U.G.C. - GALAȚI este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcţii-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galaţi, Reşiţa, Oţelul Roşu, Călăraşi, Hunedoara, Tîrgovişte, Slatina, Titu şi Ploieşti, fiind dotată în acest scop cu mijloace de mecanizare dintre cele mai moderne.

- Sonete pentru executarea piloţilor de tip Franky.
- Echipamente şi utilaje complete pentru execuţia de coloane forate, cu diametre pînă la 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m.
- Instalaţii pentru executarea de ecrane etanşe din beton cu lăţimea de 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m.
- Automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile, cu capacităţi pînă la 140 t, printre care automacarale cu braţ telescopic între 80 şi 110 t.
- O gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care se pot executa lucrări complexe de terasamente şi drumuri, cu execuţia la tarif fizic.
- Instalaţii pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacităţi pînă la 60 m^3/n, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3 etc.
- Echipamente speciale pentru transporturi rutiere grele, agabaritice pînă la 300 t.



I.U.G.C. - GALAȚI
Șos. Smîrdan nr. 2
Telefon: 30031

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖNYVTÁR

METALURGIA

Anul 37 Nr. 2 Februarie 1985

CUPRINS

Grasoi, I. și *Urseanu, A.* : **Creșterea producției de fontă și reducerea consumului de cocs prin folosirea unei intensități optime de ardere** 61

Pilly, N. : **Analiză asupra conținutului de fier din zgurele de furnal** 65

Apa, L. : **Contribuții la stabilirea prin calcul a influenței temperaturii asupra solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid și a mărimilor termodinamice aferente** 70

Pițigoi, B. : **Fenomene tranzitorii în funcționarea sistemelor hidraulice din metalurgie. Instalații de desțunderizare — partea de înaltă presiune — refularea (III)** 76

Pascu, D. R. și *Pascu, Mihaela* : **Influența factorilor structurali asupra caracteristicilor mecanice ale oțelului sudabil 13CrMo4.4 folosit în petrochimie** . . . 84

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Haltrich, K. și *Constantin, Florica* : **Oboseala termică a fontelor cu grafit lamelar ne/sau modificat, vermicular și nodular** 90

Riposan, I., Solduban, D., Bria, I., Dăncescu, I. și *Olah, I.* : **Comportarea la uzare și șoc termic a fontelor pestrițe cu grafit nodular, utilizate la turnarea cilindrilor de laminor** 94

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia și *Buzatu, M.* : **Modificarea aliajelor deformabile aluminiu-magneziu cu titan, bor și beriliu** 99

Isac, Mihaela, Răducanu, Doina și *Sîrghe, Elena* : **Cercetări privind aplicarea tratamentului de cementare cu carbon în atmosferă controlată a oțelului OLC 15 microaliat cu Nb** 102

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Pumnea, C. și *Niculescu, T.* : **Tehnologii moderne de creștere a monocristalelor** 105

DOCUMENTARE

REVISTA REVISTELOR

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GÂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENȚIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Redactor : G. COJOCARIU
Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I.P. „Informația" — c. 2726

CONTENTS

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS SZÁMÍTÓGÉPES KÖZPONTI KÖNYVTÁR

DC : 65.011.4 : 669.13

Grasoi, I. and *Urseanu A.* : **Iron production growth and the coke rate reduction by the use of optimum combustion intensity**

The authors present the experiments carried out with a view to establishing the optimum intensity of a blast furnace operation.

During the experimental period, the oxygen content was increased to 23,7% and corrections of the specific coke rate were made.

The authors establish correlations between carbon combustion intensity and the blown air flow.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 61–64

DC : 669.162.275.2

Pilly, N. : **The analysis of the iron content in blast furnace slag**

The paper analyses the reasons and the way of stopping iron taking out by slag from the blast furnace as well as outside the furnace. The author suggests certain relations to determine the diameter and the number of tuyeres and the normal length of the tapping hole.

The iron which is taken out may alter the FeO content, a characteristics of the final level of iron oxide reduction in blast furnaces and of the thermal furnace state.

The modification of slag sampling for certain analyses, by which the influence of the removed and oxidized iron is hindered, allows to establish the normal Fe content, according to [Si] and I_B.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 65–69

DC : 669.18 : 536.7

Apa, L. : **Contributions to the determination by calculation of the temperature influence on nitrogen and hydrogen solubility in steel and of thermodynamic characteristics**

Starting from the variation according to temperature of the interaction parameter of X gas (N or H) soluted in the Fe-Y_i alloy

$$\varepsilon \frac{Y_i}{X} = \frac{A}{T} + B$$

(A + B being constant), the influence of the temperature and of alloying element concentration on the $\gamma_X^{Y_i}$ activity coefficient as well as partial energy values of the dissolution process: $\overline{\Delta H}_x$ entalpy and $\overline{\Delta S}_x^E$ entropy is determined.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 70–75

DC : 62–82 : 621.771

Piligoi, B. : **Transitory phenomena in the operation of iron and steel hydraulic systems. High pressure descaling installations. Upsetting (III)**

The removal of hard oxides from the surface of hot rolled sheet and strips by the use of water jets under pressure requires high performance hydraulic installations with frequent valve starting and stopping operations which may generate nocive shocks.

The author presents the theoretical bases of the transitory phenomena and the results obtained are controlled by means of experiments carried out in laboratories and on industrial facilities.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 76–83

DC : 669.14.018.62 : 539.4/.5

Pascu, R., Mihaela Pascu : **Influence of structural factors on the mechanical characteristics of 13CrMo44 steel used in petrochemical industry**

This paper deals with the influence of structural factors on mechanical characteristics such as toughness of 13CrMo 44 weldable low-alloyed steel used in petrochemical industry. Criteria for assessing the danger of the occurrence of brittle fracture of this steel are established by simulating the welding thermal cycles, by metallographic analyses and mechanical tests.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 84–89

DC : 669.13 : 539.431

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Haltrich, K. and *Constantin, Florica* : **The thermal fatigue of nonmodified or modified lamelar, vermicelary and nodular graphite irons**

The authors have studied the occurence and the development of crackings determined by thermal fatigue, according to the iron type.

The increase of durability and the improvement of cast iron behaviour at the thermal shock were analysed according to the Si aloying degree and to the increase of nodular graphite separations in the cast structure.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 90–93

DC : 669.131.7 : 621.771.07

Ripoşan, I., Solduban, D., Bria, I., Păunescu, I. and *Olah, I.* : **Wear and thermal shock behaviour of nodular graphite mottled irons used in rolling mill casting**

The paper analysis the correlation existing between thermal shock resistance and wear resistance in nodular graphite mottled iron, pointing out the influence of „black spots". The authors establish a correlation between wear losses and the roll hardness for different thermal shock stress regimes.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 94–98

DC : 669.046.516.4

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia and *Buzatu, M.* : **The modification of Al-Mg wrought alloys with titanium, boron and berilium**

The authors intended to establish the influence of the modification of AlMg5 alloy with Ti+B as compared to the same alloy with Ti+ Be on their mechanical characteristics.

The authors present the experimental installation and interpret the results obtained.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 99–101

DC : 621.785.51.062.5

Isac, Mihaela, Răducanu, Doina and *Sirghe, Elena* : **Researches on the use of carbon cementing treatment in controlled atmosphere of Nb microalloy OLC 15 steel**

The paper presents certain considerations on the use of niobium microalloying of cemented steel. The use of niobium is explained by its strong trend towards the formation of carbides and carbonitrides, which influences the reduction of the grainsize growth speed according to temperature.

Furthermore, the authors present the experimental researches on the Nb microalloying effect on the carbon cemented and water quenched OLC 15 hardness and microstructure in controlled atmosphere with CH_4, at a temperature up to 1000°C.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 102–104

DC : 669.017 : 669.172

Pumnea, C. and *Niculescu, T.* : **Modern monocrystal growth technologies**

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 105–110

I N H A L T

DK : 65. 011.4 : 669.13

Grasoi, I. und *Urseanu, A.* : **Die Produktionssteigerung und die Herabsetzung des Koksverbrauches durch die Verwendung einer optimalen Verbrennungsintensität**

Es werden die durchgeführten Experimente zur Bestimmung der optimalen Betriebsintensität eines Hochofens besprochen.

Während der Untersuchungsperiode wurde der Sauerstoffgehalt bis zu 23,7 % gesteigert und der spezifische Koksverbrauch berichtigt.

Es wird der Zusammenhang zwischen der Verbrennungsintensität des Kohlenstoffes und der eingeblasenen Luftmenge angegeben.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 61—64

DK : 669.162.275.2

Pilly, N. : **Analyse über den Eisengehalt der Hochofenschlakken**

Die Arbeit analysiert die Gründe und Lösungen der Mitführung des Gusseisens aus dem Hochofen durch die Schlacke. Es wurden Gleichungen vorgeschlagen für die Festlegung des Durchmessers und der Windöffnungsanzahl für die Normallänge des Gusseisenabstichlochs.

Das mitgerissene Gusseisen kann den FeO-Gehalt, der den Endstand der Eisenoxydreduktion im Hochofen und den thermischen Zustand des Hochofens kennzeichnet, ändern. Durch die Veränderung der Entnahmeart der Schlackenproben, welche den Einfluss des mitgerissenen und oxydierten Gusseisens beseitigen, konnte der normale Fe-Gehalt in Abhängigkeit zu [Si] und I_B festgesetzt werden.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 65—69

DK : 669.18 : 536.7

Apa, L. : **Beiträge zur rechnerischen Bestimmung des Temperatureinflusses auf die Stickstoff — und Wasserstofflösbarkeit im flüssigen Stahl und der zugehörigen thermodynamischen Grössen**

Ausgehend von den Wechselwirkungsparameterschwankungen in bezug auf die Temperatur eines in einer Fe- Yi-Legierung gelösten Gases X (N order H) :

$$\varepsilon \frac{Y_i}{X} = \frac{A}{T} + B$$

(wobei A und B konstant sind), bestimmt man den Temperatur — und Konzentrationseinfluss des Legierungselementes Y_i auf den Aktivitätskoeffizienten ε_X^{Yi} und daraus die energetischen Teilgrössen des Auflösungsprozesses : die Enthalpie $\overline{\Delta Hx}$ und die Enthropie $\overline{\Delta S_X^E}$

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 70—75

DK : 62—82 : 621.771

Pitigoi, B. : **Übergangsvorgänge im Betrieb von hydraulischen Systemen in der Metallurgie — Entzunderungsanlagen — Der Hochspannungsteil — Das Stauchen**

Die Entfernung der harten Oxydschicht von der Oberfläche der warmgewalzten Bleche und Bänder durch Wasserstrahl unter Druck ist an Hydraulikanlagen mit hohen Parametern gebunden, mit häufigem Öffnen und Schliessen der Schieber, welche schädliche Stösse erzeugen.

Es werden die theoretischen Grundlagen aller Übergangsvorgänge angeführt und die erzielten Ergebnisse mit Hilfe von Laborexperimenten und Betriebsanlagen nachgeprüft.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 76—83

DK : 669.14.018.62 : 539.4/5

Pascu, D. R. und *Pascu, Mihaela* : **Der Einfluss der Gefügefaktoren auf die mechanischen Eigenschaften des schweissbaren 13CrMo Stahles für die Petrochemie**

Die Arbeit behandelt den Einfluss der Gefügefaktoren auf die mechanischen Zähigkeitseigenschaften des schwachlegierten, schweissbaren 13CrMo44 Stahles, der in der Petrochemie gebraucht wird.

Durch die Anwendung der thermischen Zyklen beim Schweissen, durch metalographische und mechanische Versuche werden Kriterien für die Schätzung der Sprödbruchneigung im analysierten Stahl festgelegt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 84—89

DK : 669.13 : 539.431

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Haltrich, K. und *Constantin Florica* : **Die thermische Ermüdung der Gusseisen mit modifiziertem oder nichtmodifiziertem Vermikular — oder Kugelgraphit (II)**

Im Artikel wird das Erscheinen und die Fortpflanzung der durch thermische Ermüdung hervorgerufenen Risse, je nach der Gusseisenart studiert.

Die Verbesserung der Dauerhaltbarkeit und des Thermoschockverhaltens der Gusseisen wurde in Abhängigkeit zum Legierungsgrad mit Si und der Vergrösserung der Kugelgraphitspaltung in der Gusseisenstruktur analysiert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 90—93

DK : 669.131.7 : 621.771.07

Ripoşan, I., Solduban, D., Bria, I., Dăncescu, I. und *Olah, I.* : **Das Verhalten bei Verschleiss und thermischem Stoss der beim Giessen der Walzen verwendeten kugelgraphithaltigen Übergangseisen**

Der Artikel analysiert den Zusammenhang zwischen der thermischen Stoss — und Verschleissfestigkeit der Übergangseisen und deren Gefügeeigenschaften und hebt den Einfluss der „schwarzen Flecken" hervor. Es wird ein Zusammenhang hergestellt zwischen der Verschleissabnahme und der Walzhärte bei verschiedenen thermischen Beanspruchungen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 94—98

DK : 669.046.516.4

Ieneiu, M., Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia und *Buzatu, M.* : **Die Impfung der verformbaren Aluminium-Magnesium — Legierungen mit Titan, Bor und Beryllium**

Die Arbeit beabsichtigt komparativ den Einfluss der Veränderung der AlMg5 — Legierung mit Ti + B und Ti + Be auf deren mechanische Eigenschaften festzulegen.

Es wurde die Untersuchungsanlage beschrieben und die erhaltenen Ergebnisse erläutert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 99—101

DK : 621.785.51.062.5

Isac, Mihaela, Răducanu, Doina und *Sirghe, Elena* : **Forschungen über die Einsatzhärtung in kontrollierter Atmosphäre der mit Nb mikrolegierten OLC 15 Stähle.**

Die Arbeit bringt einige Betrachtungen über die Mikrolegierung mit Niobium der Einsatzstähle. Diese Anwendung beruht auf die starke Neigung des Niobiums, Karbide und Karbonitride zu bilden. Diese tragen zur Verminderung der Kornanschwellung mit dem Temperaturanstieg bei.

Zugleich werden Experimentalforschungen angeführt über die Wirkung der Mikrolegierung mit Niobium auf die Härte und Mikrostruktur des OLC 15 Stahles, der mit Kohlenstoff in kontrollierter Atmosphäre und mit CH_4 — Zusatz bei 1000°C — Temperaturen einsatzgehärtet wurde.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 102—104

DK : 669.017 :669.172

Pumnea, C. und *Niculescu, T.* : **Moderne Technologien des Kristallwachstums**

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 105—110

SOMMAIRE

CD : 65.011.4 : 669.13

Grasoi, I. et *Urseanu, A.* : **L'augmentation de la production de fonte et la diminution de la consommation de coke par l'utilisation d'une intensité optimale de combustion**

On présente les expérimentations effectuées concernant la détermination de l'intensité optimale de fonctionnement d'un haut fourneau.

Au cours des expérimentations on a augmenté le contenu d'oxygène à 23,7 %, en effectuant les corrections de la consommation spécifique de coke.

On présente les corrélations entre l'intensité de combustion du carbone et le débit d'air insufflé.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 61—64

CD : 669.162.275.2

Pilly, N. : **L'analyse du contenu de fer dans les laitiers de haut fourneau**

On présente les causes et les remèdes de l'entraînement de la fonte par le laitier du haut fourneau et hors du fourneau. On propose des relations pour déterminier le diamètre et le nombre des tuyères et la longueur normale de l'orifice d'évacuation de la fonte.

La fonte entraînée peut dénaturer le contenu de FeO qui caractérise le niveau final de la réduction des oxydes de fer dans le haut fourneau et son état thermique. Par la modification du mode de prélever les epruvettes de laitiers on a déterminé le contenu normal de (Fe) en fonction de [Si] et I_B.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 65—69

DC : 669.18 : 536.7

Apa, L. : **Contributions à la détermination par calcul de l'influence de la température sur la solubilité du nitrogène et de l'hydrogène dans l'acier liquide et des valeurs thermodynamiques afférentes**

A partir de la variation du paramètre d'interaction d'un gaz X (N ou H) dissous dans l'alliage Fe-Yi :

$$\varepsilon \frac{Y_i}{X} = \frac{A}{T} + B$$

(A et B constantes), en fonction de la température, on détermine l'influence de la température et de la concentration de l'élement d'alliage Y_i sur le coefficient d'activité $\gamma_X^{Y_i}$ et les valeurs énergétiques partielles du processus de dissolution : l'enthalpie $\overline{\Delta H_X}$ et l'entropie $\overline{\Delta S_X^E}$.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 70—75

CD : 62—82 : 621—771

Piţigoi, B. : **Phénomènes transitoires dans le fonctionnement des systémes hydrauliques en métallurgie. Des installations de décalaminage. La partie concernant la haute pression. Refoulement (III).**

L'enlèvement des oxydes durs de la surface des tôles et des bandes laminées à chaud, à l'aide des jets d'eau sous pression, suppose des installations hydrauliques aux paramétres élevés prévues de fréquentes fermetures et ouvertures de vannes, qui produisent des chocs nuisibles.

On présente les bases théoriques des phénomènes transitoires et les résultats obtenus sont verifiés par des expériences de laboratoire et à l'echelle industrielle.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 76—83

CD : 669.14.018.62 : 539.4/.5

Pascu, R. et *Pascu, Mihaela* : **L'influence des facteurs structuraux sur les caractéristiques mécaniques de l'acier 13CrMo44 utilisé pour constructions soudées en pétrochimie**

On présente l'influence des facteurs structuraux sur des caractéristiques mécaniques, telles la ténacité de l'acier 13CrMo44, utilisé pour constructions soudées en pétrochimie.

Les critères permettant à estimer le péril de la rupture fragile sont établis par la simulation des cycles thermiques de soudage, par des analyses métallographiques et des essais mécaniques.

Metalurgia 37 (1985)), nr. 2, p. 84—89

CD : 669.13 : 539.43

Dinesu, L., Crăciunescu, C., Haltrich, K. et *Constantin, Florica* : **La fatique thermique des fontes à graphite lamellaire non ou modifié, vermiculaire et nodulaire (II)**

L'article analyse l'apparition et le développement des fissures provoquées par la fatigue therminique en fonction du type de la fonte.

L'augmentation de la durabilité et l'amélioration du comportement au choc thermique des fontes ont été analysé en fonction du degré d'alliage à Si et de l'augmentation des séparations de graphite nodulaire dans la structure des fontes.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 90—93

CD : 669.131.7 : 521.771.07

Ripoşan, I., Solduban, D., Bria, I., Dăncescu, I. et *Olah, I.* : **Le comportement à l'usure et au choc thermique des fontes à graphite nodulaire truitées utilisés à la coulée des cylindres de laminoir**

On analyse la corrélation entre la résistance au choc thermique et à l'usure des fontes à graphite nodulaire truitées et leur caractéristiques structurelles, en soulignant l'influence des ,,tâches noires''. On fait une corrélation entre les pertes à l'usure et la dureté du cylindre à différentes régimes de sollicitations thermiques.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 94—98

CD : 669.046.516.4

Ieneiu, M., Moldovan, P., Panait, N., Cristea, Lidia et *Buzatu, M.* : **La modification des alliages déformables aluminium-magnésium au titane, bore et béryllium**

L'article se propose de déterminer par comparaison l'influence de la modification de l'alliage AlMg5 à Ti + B et Ti + Be sur ses caractéristiques mécaniques.

On présente l'installation expérimentale et on analyse les resultats obtenus.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 99—101

CD : 621.785.51.062.5

Isac, Mihaela, Răducanu, Doina et *Sirghe, Elena* : **Recherches concernant l'application du traitement de cémentation au carbone dans l'atmosphère contrôlée de l'acier OLC 15 microallié au niobium**

On présente quelques considérations concernant l'utilisation du microalliage au niobium pour les aciers de cémentation ; à la base de cette utilisation c'est la tendance du niobium de former des carbures et carbonitrures, qui diminuent la vitesse d'augmentation de la granulation par la température.

On présente aussi les recherches expérimentales concernant l'effet du microalliage au Nb sur la dureté et la microstructure de l'acier OLC 15 cementé par le carbone dans l'atmosphère qui contient CH_4 aux températures jusqu'à 1000°C et trempé dans l'eau.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 102—104

CD : 669.017 : 669.172

Pumnea, C. et *Niculescu, T.* : **Technologies modernes d'augmentation des monocristaux**

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 105—110

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 65.011.4: 669.13

Грасой, И. и *Урсеану, А.*: **Повышение производства гугуна и снижение расхода кокса применением оптимальной интенсивности горения**

Представлены проведенные исследования по определению оптимальной интенсивности работы доменной печи.

В исследуемом периоде увеличилось содержание кислорода до 23,7%, проводя коррекции к удельному расходу кокса. Представлены корреляции между интенсивностью горения углерода и дебитом дутья.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 61—64

ДК: 669.162.275.2

Пилли, Н.: **Анализ содержания железа в доменном шлаке**

В работе анализированы причины и меры вовлечения чугуна шлаком в доменную печь и внедоменной печи. Предлогаются отношения для определения диаметра и числа воздушных сопел и для нормальной длины чугунной летки.

Вовлеченный чугун может денатурировать содержание FeO, характеризующий конечный уровень восстановления железных окислов в доменной печи. Модификацией способа собирания шлаковых образцов для анализа, которыми устраняется влияние вовлечого и окисленного чугуна можно определить нормальный состав (Fe) в зависимости от [Si] и I_B.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 65—69

ДК: 669.18: 536.7

Ана, Л.: **Вклады при определении расчетом влияния температуры на растворимость азота и водорода в жидком слое и подлежащих термомеханических величин**

Отходя от колебания с температурой парамера взаимодействия газа X (N или H) растворимый в сплаве Fe — Y_i:

$$\varepsilon \frac{Y_i}{X} = \frac{A}{T} + B$$

(A и B будучи постоянные) можно определить влияние температуры и концентрации легирующего элемента Y_i на коэффициент активности $\gamma_X^{Y_i}$ и на этой основе энергетические частные величины процесса расстворения: энтальпия ΔH_x и энтропия ΔS_X^E .

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 70—75

ДК: 68—82: 621.771

Пицигой, Б.: **Переходные явления в работе гидравлических систем черной металлургии. Установки удаления окалины — Область высокого напора — Высадка**

Удаление жесткой окиси с поверхности горячекатанных листов и полос водяной струей под напором предполагает гидравлические установки с высокими параметрами, с частым закрытием и открытием затворов, генерирующие вредные шоки.

Представлены теоретическкие основы переходных явлений, а полученные результаты проверены лабораторными испытаниями и на установках в промышленном масштабе.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 76—83

ДК: 669.14.018.62: 539.4/.5

Паску, Д. Р. и *Паску, Михаела*: **Влияние структурных факторов на механические характеристики свариваемой стали 13CrMo44, использованной в нефтехимии**

В работе представляется влияние структурных факторов на механические характеристики вязкости низколегированной свариваемой стали 13CrMo44, использованной в нефтехимической промышленности.

Применением сварочных термических циклов, металлографическими анализами и механическими испытаниями определяют оценочные критерии опасности появления хрупкого разрыва у исследуемой стали.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 84—89

ДК: 669.13: 539.431

Динеску, Л., Крэчюнеску, К., Халтрих, К. и *Константин, Флорика*: **Термическая усталость чугунов с модифицированным или немодифицированным пластинчатым графитом, вермикулярным и шаровидным графитом**

В работе изучается появление и развитие трещин при термической усталости, в зависимости от типа чугуна.

Повышение долговечности и улучшение поведения при термическом шоке чугунов были анализированы в зависимости от степени легирования Si и от роста разделений шаровидного графита в структуре гугунов.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 90—93

ДК: 669.131.7: 621.771.07

Рипошан, И., Солдубан, Д., Бриа, И., Дэнческу, И. и *Олах, И.*: **Поведение при износе и тепловом ударе половинчатого чугуна с шаровидым графитом, примененный при литье прокатных валок**

В работе анализируется корреляция между сопротивлением при износе и тепловом ударе половинчатого чугуна с шаровидным графитом и его структурные характеристики, отмечая влияние „черных пятен". Проведена корреляция между потерями при износе и твердостью валков при различных режимах теплового напряжения.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 94—98

ДК: 669.046.516.4

Иенчю, М., Молдован, П., Панаит, Н., Кристеа, Лидия и Бузату, М.: **Модификация деформируемых сплавов алюминий-магний с титаном, бором и бериллием**

Работа предлогает сравнительно определить влияние модификации сплава AlMg5 с Ti+B и Ti+Be на их механические характеристики.

Представляется экспериментальная установка и объясняются полученные результаты.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 99—101

ДК: 621.785.51.062.5

Исак, Михаела, Рэдукану, Дойна и *Сырге, Елена*: **Исследования относительно обработки цементации углеродом в контролируемой атмосфере микролегированной Nb стали OLC15**

В работе представлены некоторые соображения по применению микролегирования Nb к цементуемой стали. В основе применения стоит высокая тенденция ниобия образования карбидов и карбонитридов, с ролем снижения скорости роста грануляции с температурой.

Также представлены экспериментальные исследования относительно эффекта микролегирования Nb на твердость и микроструктуру стали OLC 15, цементуемая углеродом в контролируемой атмосфере с добавкой CH_4, при температурах до 1000°C и закаленной водой.

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 102—104

ДК: 669.017 :669.172

Пумнеа, К. и *Никулеску, Т.*: **Современные технологии роста монокристаллов**

Metalurgia 37 (1985), nr. 2, p. 105—110

METALURGIA 2

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Dr. ing. I. Grasoi şi dr. ing. A. Urseanu
Combinatul siderurgic — Reşiţa

Creşterea producţiei de fontă şi reducerea consumului de cocs prin folosirea unei intensităţi optime de ardere

CZ : 65.011.4 : 669.13

Hotărîrile Congresului al XIII-lea al partidului, programele de dezvoltare a economiei naţionale pe perioada 1986—1990, elaborate de conducerea partidului nostru, prevăd măsuri deosebite pe linia reducerii consumului de combustibil şi energie, aceasta constituind o cale importantă de creştere a nivelului de eficienţă generală pe planul economiei naţionale şi de sporire a venitului naţional.

În acest scop, una din direcţiile prioritare este şi reducerea consumului specific de cocs, produs deficitar şi de importanţă majoră în procesul de elaborare a fontei în cantităţi din ce în ce mai mari.

Este cunoscut că rolul cocsului metalurgic în furnal este foarte complex, datorită faptului că asigură cea mai mare parte din cantitatea de căldură pentru procesele metalurgice şi face posibilă obţinerea temperaturilor înalte, necesare în creuzet.

Pe lîngă aceasta, cocsul asigură permeabilitatea încărcăturii şi circulaţia normală a gazelor, precum şi regenerarea gazului reducător în zona temperaturilor înalte din furnal.

Consumul specific de cocs, considerat din punct de vedere tehnico-economic ca prim indicator al randamentului general al furnalului, a întregistrat de-a lungul anilor o tendinţă constantă de scădere.

Acest consum ar putea fi redus dacă s-ar îmbunătăţi parametrii încărcăturii prin creşterea temperaturii aerului insuflat şi prinutilizarea mai intensivă a combustibililor au xialari.

În lume există furnale clasice care funcţionează cu consumuri de cocs de 400—500 kg/t şi cu indicatori de utilizare a volumelor între 1,8 şi 2,2 t/m³. zi.

Cu toate realizările obţinute în direcţia reducerii consumului specific de cocs, problema micşorării lui în continuare este actuală, deoarece valoarea combustibilului reprezintă cca 40% din costul fontei.

Realizarea unor indicatori mai buni, creşterea productivităţii furnalelor sînt condiţionate de stabilirea regimului economic al intensităţii de funcţionare în condiţiile insuflării oxigenului, de utilizare a combustibililor auxiliari în proporţii bine determinate.

Experimentări

Experienţele au fost efectuate în condiţii industriale la un furnal de 700 m³ pe o perioadă de 69 zile.

În această perioadă, intensitatea de ardere a cocsului a variat între 0,504 şi 0,884 t/m³. zi, iar intensitatea de ardere a carbonului, între 0,610 şi 0,896 t/m³. zi.

Factorii urmăriţi, a căror variaţie într-o anumită măsură provoacă oscilaţii ale stării termice a furnalului şi a regimului de zgure, sînt prezentaţi după cum urmează :

— conţinutul de siliciu a variat între 0,55 şi 1,15 % ;

— aglomeratul consumat, între 1 099 şi 1 892 kg/t fontă :

— temperatura aerului insuflat a variat între 900 şi 1 150°C ;

— scoaterea a variat între 41,62 şi 61,24% ;

— cenuşa cocsului a variat între 9,08 şi 14,20%, iar conţinutul de sulf din cocs a fost în medie de 1,65% ;

— consumul specific de cocs tehnic a variat între 545,03 kg/t fontă pînă la 635,85 kg/t fontă.

În cele 69 de zile s-a introdus oxigen în aerul insuflat, urmărindu-se pe lîngă mărirea intensităţii de funcţionare a furnalului şi economii ale consumului specific de cocs.

Drept perioadă de referinţă s-au ales rezultatele obţinute pe un interval de 92 zile, care reprezintă cea mai apropiată perioadă cînd nu s-a insuflat oxigen în furnal.

În tabelul 1 sînt prezentate datele medii privind mersul furnalului în perioada de referinţă (92 zile) şi în perioada experimentală (69 zile).

Tabelul 1

Indicator	U/M	Referință	Experimentare
Încărcătură specifică totală (brută)	kg/t fontă	1 954,31	1 933,192
Încărcătură specifică metalică	kg/t fontă	1 888,34	1 859,419
Calcar	kg/t fontă	65,97	73,733
Aglomerat	kg/t fontă	1 606,84	1 518,897
Minereuri + mangan	kg/t fontă	215,37	216,948
Adaosuri metalice	kg/t fontă	58,60	59,748
Pelete	kg/t fontă	7,53	73,826
Proporția de aglomerat în înc. totală	%	82,22	78,569
Producția fizică	t/zi	1 052,87	1 063,798
Scoaterea din înc. totală	%	51,17	51,728
Consum de cocs :			
— aprovizionare	kg/t fontă	591,14	636,013
— mărunt	kg/t fontă	45,68	55,260
— tehnologic	kg/t fontă	545,46	580,753
— tehnic	kg/t fontă	518,18	537,952
Carbon din cocsul tehnic	kg/t fontă	437,91	457,947
Consum gaz metan	Nm^3/zi ef.	91 239,15	89 579,710
	Nm^3/h	3 946,71	3 839,328
	Nm^3/t fontă	86,657	84,207
Consum de oxigen	Nm^3/zi ef.		58 014,439
	Nm^3/h		2 486,463
	Nm^3/t fontă		54,535
	%		23,702
Carbonul din gazul metan	kg/t fontă	46,42	45,110
Total carbon (din cocs + CH_4)	kg/t fontă	484,33	505,057
Indice de utilizare I_u	t fontă/m^3.zi	1,504	1,520
Intensitatea de ardere a cocsului	t/m^3. zi	0,779	0,818
Intensitatea de ardere a carbonului	t/m^3.zi	0,728	0,764
Parametrii aerului insuflat :	Nm^3/t fontă	1 671,518	1 463,991
— debitul	Nm^3/h	76 127,27	66 748,783
— presiunea	kgf/cm^2	1,944	1,788
— temperatura	°C	1 066,0	1 051,667
Parametrii gazului de furnal :			
— temperatura	°C	267,3	252,754
— presiunea la coborîre (git)	kgf/cm^2	0,972	0,843
Cantitatea de zgură	kgf/t fontă	626,40	608,429
Compoziția fontei : Si	%	0,79	0,782
Mn	%	0,36	0,359
S	%	0,044	0,0446
Compoziția zgurei : CaO	%	48,37	49,236
SiO_2	%	37,38	37,386
Al_2O_3	%	10,23	9,529
Bazicitatea zgurei CaO/SiO_2		1,294	1,317
Compoziția gazului de furnal : CO_2	%	13,9	15,095
CO	%	24,7	23,967
H_2	%	4,20	4,517
Compoziția aglomeratului Fe	%	50,53	49,496
Mn	%	0,36	0,330
SiO_2	%	11,25	11,414
CaO	%	14,54	14,834
Indice de bazicitate	%	1,292	1,300
Granulația aglomeratului			
0—5 mm	%	23,11	
5—10 mm	%	31,58	
peste 10 mm	%	45,31	
Analiza cocsului : cenușă	%	12,70	11,709
sulf total	%	1,43	1,656

Interpretarea rezultatelor experimentărilor

Datorită faptului că în perioada de experimentare anumite condiții privind funcționarea furnalului nu au fost constante, se impune efectuarea une corecții asupra consumului specific de cocs tehnic, pentru a putea corela mai judicios proporția de oxigen insuflat — intensitatea de ardere a carbonului — consum specific de cocs.

Coeficienții de corecție sînt prezentați în tabelul 2.

Prin aplicarea corecțiilor rezultate din tabelul 2, consumul specific de cocs tehnic realizat s-a putut corecta obținîndu-se valorile pentru consumul de cocs tehnic din tabelul 3.

Indicatorii tehnico-economici ai furnalului obținuți în perioada de referință și cei obținuți în perioada experimentală și corecțiile efectuate au fost prezentate în tabelele 1—3.

Tabelul 2

Factorul care se modifică	Corecția	Referință	Experimentare
Variația conținutului de siliciu în fontă:		0,780	0,782
— pt. ± 1% Si	± 60 kg cocs/t fontă		−0,120
Variația conținutului de mangan în fontă:		0,370	0,359
— pt. ± 1% Mn	± 20 kg cocs/t fontă		+0,220
Variația temperaturii aerului insuflat:		1,066	1 051,7
— pt. ± 100°C	± 2% kg cocs/t fontă		−1,54
Variația consumului specific de gaz metan:		86,66	84,207
— pt. ± 1 Nm^3CH_4/t	±1kg coscs/t fontă		−2,453
Variația scoaterii de fontă din încărc. brută:		51,17	−51,728
— pt. ± 1% la scoatere	± 1,8 kg cocs/t fontă		−5,4032
Variația proporției de aglomerat:		1 606,8	1 518,9
— pt. ± 100 kg	± 6 kg cocs/t fontă		−5,2740
Variația compoziției cocsului:		12,70	11,71
— pt. ± 1% cenușă	± 7 kg cocs/t fontă	1,43	+6,93
— pt. ± 0,1% S	± 6 kg cocs/t fontă		−13,200
Intensitatea de ardere a cocsului:		0,779	0,818
— pt. ± 0,1 I_{AC}	± 19 kg cocs/t fontă		− 7,410
Total:			−28,250

Tabelul 3

Consumul de cocs tehnic	U/M	Referință	Experimentare 23,7% O_2
Efectiv	kg/t fontă	518,180	537,952
Total corecții	kg/t fontă	—	−28,250
Corectat	kg/t fontă	518,180	509,702

Conținutul de oxigen din aer a fost mărit cu 2,7 % (absolute) în perioada experimentală. Productivitatea a crescut cu 1,04%, neinsistîndu-se asupra îmbunătățirii acestui parametru, în schimb consumul de cocs a scăzut cu 8,478 kg/t fontă, corespunzînd la 3,14 kg/t pentru o creștere a conținutului de oxigen în aerul insuflat cu 1%.

Furnalul a funcționat uniform; intensitatea de ardere a carbonului a crescut cu 4,9%, respectiv cu 0,36 t/m^3. zi.

Cantitatea de zgură s-a menținut aproape în același domeniu de variație, înregistrîndu-se în perioada experimentată o scădere cu 17,9 kg/t.

Presiunea aerului s-a menținut în limite apropiate, înregistrîndu-se o scădere de 1,156 kg/cm^2 în perioada experimentală, iar presiunea la gură s-a redus cu 0,129 kg/cm^2.

Temperatura aerului în perioada de experimentare a scăzut cu 14,3°C, deoarece prin scăderea consumului de cocs și a mersului mai intensiv al furnalului s-a păstrat o anumită rezervă de căldură.

Starea termică a creuzetului a fost foarte stabilă în perioada de experimentare, ceea ce s-a remarcat prin variații mici ale conținutului de siliciu, diferența față de perioada de referință fiind doar de 0,002%.

Conținutul de sulf în fontă, în cele două perioade, s-a menținut la același nivel.

Debitul de aer insuflat în perioada experimentării a scăzut cu 9 378,4 Nm^3/h, respectiv cu 207,5 Nm^3/t fontă față de perioada de referință.

Posibilitățile de reducere din perioada experimentală sînt mai bune, fapt evidențiat prin creșterea cu 1,2% a conținutului de CO_2; în unele zile s-au obținut creșteri pînă la 4,1% CO_2.

În perioada experimentală, consumul de gaz metan 5,75% (raportat la debitul de aer insuflat exprimat în Nm^3/t fontă) a fost mai ridicat cu 11%, cu toate că în această perioadă consumul de gaz metan exprimat în Nm^3/t fontă a fost mai mic cu 2,4 Nm^3/t fontă, datorită reducerii debitului de aer insuflat din perioada experimentală, cauzat de mărirea conținutului de oxigen al acestuia cu 2,7%.

În figura 1 este prezentată corelația dintre intensitatea de ardere a carbonului (tC/m^3 zi) și debitul de aer insuflat (Nm^3/t fontă).

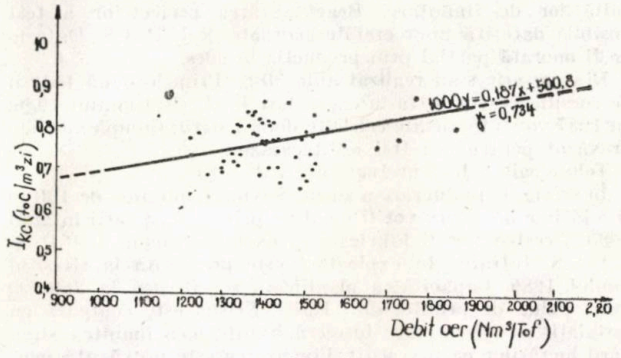


Fig. 1

Ecuația dreptei care reprezintă această corelație este:

$$1\,000\,y = 0{,}187 + 500{,}8, \qquad (1)$$

avînd un coeficient de semnificație $\gamma = 0{,}734$, rezultă că o scădere a debitului de aer cu 100 Nm^3/t fontă duce la o scădere a intensității de ardere a carbonului cu 0,0189 t/m^3 zi și invers.

Avînd în vedere că perioada de referință luată în calcule (92 zile) nu reprezintă o perioadă certă, cu care să se poată compara rezultatele unor experimentări ca atare, din datele existente la furnalul experimental s-a luat o perioadă de 328 zile, efectuîndu-se astfel corecția perioadei de referință. Astfel, în diagrama prezentată în figura 2 este ilustrată

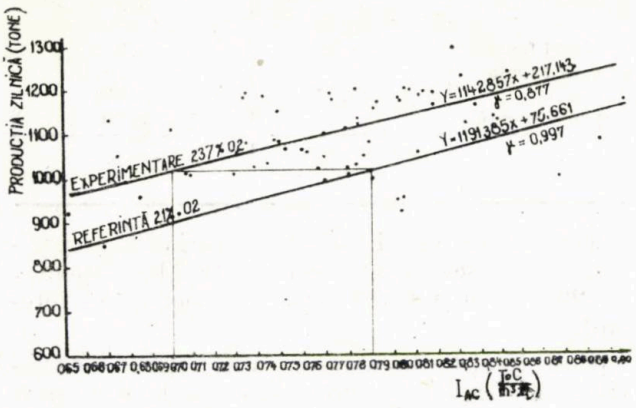


Fig. 2.

corelația dintre influența variației intensității de ardere a carbonului exprimat în t/m^3. zi asupra producției de fontă. Corelația este reprezentată prin ecuația dreptei de regresie dată de :

$$y = 1\,191{,}385x + 75{,}661, \qquad (2)$$

cu un coeficient de semnificație $\gamma = 0{,}997$.

În perioada de referință nu s-a utilizat oxigen.

În perioada de experimentare (fig. 2), corelația dintre intensitatea de ardere a carbonului și producție este reprezentată prin ecuația :

$$y = 1\,142{,}857x + 217{,}145, \qquad (3)$$

cu un coeficient de semnificație $\gamma = 0{,}877$.

Se constată că pentru aceeași valoare a intensități de ardere, în cazul insuflării aerului cu un conținut crescut cu 2,7% oxigen, se obține o creștere a producției de fontă de 117,5 t cînd intensitatea este 0,70 t/m^3.zi, cantitate ce descrește cu creșterea intensității ajungînd la 90,8 t, cînd intensitatea este 0,90 t/m^3.zi. De aici rezultă că la prima vedere pare a fi mai interesant dacă valorile intensităților de ardere ar fi mai mici, în jur de 0,70 t/m^3.zi, cînd eficiența oxigenului suplimentar adăugat pentru realizarea unei producții mai mari este maximă.

DOCUMENTARE

Realizarea unor proiecte de modernizare în siderurgia poloneză

După o întrerupere de trei ani, în luna aprilie 1984 s-au reluat lucrările la trei proiecte din industria siderurgică poloneză. Ele cuprind o cocserie, instalații de prelucrare a șinelor la combinatul siderurgic „Katowice" și o secție pentru profile din cadrul uzinei siderurgice „Pokoj" din Ruda Slaska. Cele trei proiecte fuseseră amînate în anul 1981 datorită dificultăților de finanțare. Reactualizarea proiectelor a fost posibilă datorită unor credite acordate de U.R.S.S. Datoria va fi onorată parțial prin producția în curs.

Din cocserie s-au realizat abia 30%. Primele două baterii de cocsificare vor intra în exploatare la sfîrșitul anului 1986. În 1987 vor fi finalizate celelalte două baterii. Complexul este prevăzut pentru cca trei mil.t cocs/an.

Tehnologia a fost preluată din U.R.S.S.

În secția de prelucrare a șinelor, avînd o lungime de 100 m și o lățime de 33 m, vor fi montate primele instalații în anul 1985. Acestea vor fi fabricate în exclusivitate în R.P.P. și U.R.S.S. Intrarea în exploatare este prevăzută la sfîrșitul anului 1985. Capacitatea planificată se cifrează la 250 000 t/an. Uzina de profile din Ruda Slaska este echipată cu instalații austriece, care fuseseră livrate încă înaintea stagnării lucrărilor de investiții. Finalizarea este prevăzută pentru sfîrșitul anului 1985. În 1986 se va realiza o capacitate planificată de 100 000 t/an.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 12—13, 1984, p. 22*)

Noua cocserie a firmei Cosipa

După cum s-a relatat anterior, în al doilea semestru al anului 1983 s-a dat în exploatare bateria de cocsificare nr. 5.

Bateria nr. 4 s-a dat în exploatare în anul 1976.

Construirea în etape a celor două instalații a fost executată de firma Krupp Koppers GmbH începînd cu anul 1973.

Cele două baterii, cu o valoare de investiții de peste 100 mil. DM, sînt echipate cu cîte 53 cuptoare, care realizează împreună o producție de 4 400 t cărbune uscat/zi. Datorită înălțimii camerelor (6,25 m), aceste cuptoare de cocsificare sînt cele mai înalte din America de Sud.

Volumul de comenzi al firmei Krupp Koppers cuprinde : turnul de cărbuni ; două mașini de deservire a cuptorului de cocsificare, cu vagonete de umplere a cărbunilor, mașina de împins cocs ; vagonete de transportat piloții de cocs și vagonete de stins cocs ; tratarea cocsului prin cernere, sfărîmare, clasare ; transportul și depozitarea cocsului ; instalații complete de tratare a gazului din cuptorul de cocsificare al bateriilor 4 și 5, cu o capacitate de 67 000 m^3/h și epurarea apelor reziduale.

Firma Krupp Koppers a executat în întregime proiectul noii instalații și a livrat cea mai mare parte a echipamentului. Montarea și punerea în funcțiune au avut loc sub conducerea firmei Krupp Koppers.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, 1984, p. 11—12*)

N. Pilly

Analiză asupra conținutului de fier din zgurele de furnal

CZ: 669.162.275.2

Fonta antrenată de zgură

În timpul funcționării furnalului, fonta și zgura se scurg prin stratul de cocs și se colectează separîndu-se după densitate în creuzet, de unde se evacuează ciclic. În cazul elaborării fontei de turnătorie, aceasta are, la temperaturi cuprinse între 1 450 și 1500°C, o densitate de cca 6,7 kg/dm^3, iar zgura, mai fierbinte cu pînă la 50°C, o densitate de cca 2,4 kg/dm^3. Stratului inferior de fontă îi este caracteristică lipsa zgurei, iar celui superior, de zgură, existența în trecere permanentă a producției de fontă sub formă de picături.

Coloana de materiale din furnal este formată în partea inferioară din cocs care, susținînd masa ce-i revine din coloana de materiale de deasupra, pătrunde în zgură și, periodic, mai mult sau mai puțin adînc, și în fontă. În această parte inferioară a creuzetului, se desfășoară reacțiile de definitivare a compoziției fontei și zgurei. Dintre aceste reacții, desulfurarea suferă o influență suplimentară în decursul evacuării simultane a fontei și a zgurei prin orificiul de evacuare a fontei.

Cantitatea de fontă sub formă de picături, aflată la un moment dat într-o unitate de volum de zgură în creuzet, variază în limite largi, proporțional, îndeosebi cu producția specifică de fontă (t/m^2 secțiune de creuzet) și viscozitatea zgurelor.

La aceeași producție specifică, dimensiunile mici ale picăturilor de fontă provoacă creșterea duratei de trecere prin zgură și a proporției de fontă pe unitatea de volum de zgură.

Prin reducerea tensiunii superficiale, conținutul ridicat de sulf menține o divizare fină a fontei. La trecerea acestei fonte prin stratul de zgură, într-o durată de timp de ordinul secundelor, scăderea mică a conținutului de sulf [1] nu poate să influențeze decît prea puțin valoarea tensiunii superficiale.

Menținerea unei divizări fine a fontei ce trece prin stratul de zgură este favorizată de către separările de carbon ce se observă la suprafața picăturilor, ca rezultat al creșterii conținutului de [Si] și depășirii solubilității carbonului (fig. 1). De asemenea, în cazul pătrunderii minereului neredus în creuzet, rezultă picături mici de fontă din procesul de reducere a FeO aflat în proporție ridicată în zgure. În primul caz, fonta are un conținut mai mare de Si, Mn și mai scăzut de S, în raport cu compoziția medie a fontei la evacuarea din furnal, iar în al doilea caz, invers, fenomene concordante fiind identificate și la funcționarea furnalelor cu cuvă scundă [2].

Arderea necorespunzătoare a gazului metan la fiecare gură de vînt în parte, avînd ca rezultat formarea de negru de fum pe zgură, mărește în aceasta cantitatea de fontă și deci pierderile

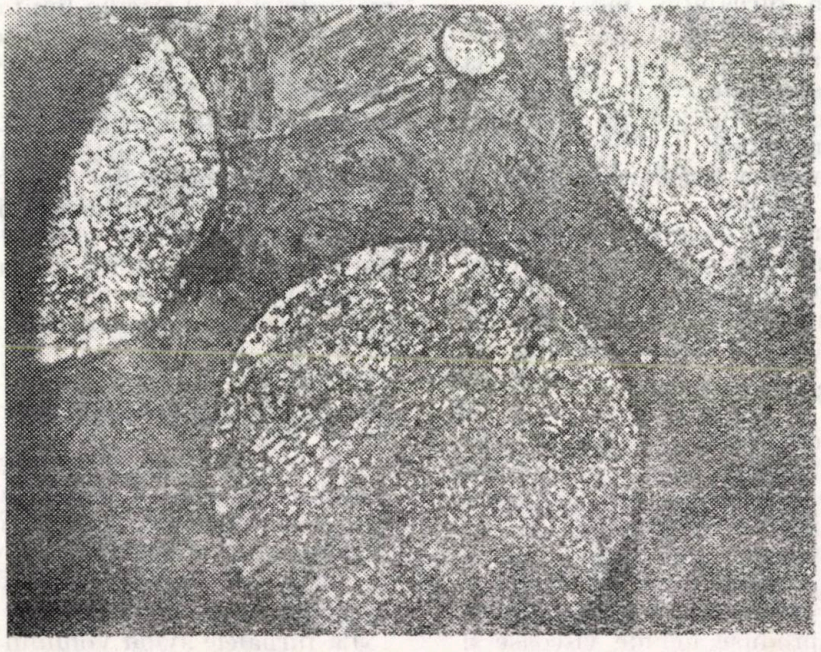


Fig. 1. Separări de carbon la suprafața picăturilor de fontă antrenate de zgura din furnal

și, în plus, frecvența de ardere a gurilor de vînt.

Pierderile mărite de fontă prin antrenare în decursul evacuării zgurei superioare provoacă arderi mai frecvente ale gurii de zgură și a răcitoarelor ei. Aceste arderi pot fi provocate și la mers excesiv de periferic, cînd la periferia creuzetului producția de fontă pe unitatea de suprafață este maximă.

Un asemenea mers periferic se întîlnește obișnuit în perioade relativ scurte, cînd funcționarea furnalului este puternic încetinită, dar poate fi permanent dacă diametrul gurilor de vînt este prea mare, nefiind adaptat parametrilor aerului combinat insuflat.

Pentru o funcționare normal-intensivă, se recomandă ca diametrul gurilor de vînt d_{gv} să fie :

$$d_{gv}=10^3\sqrt{\frac{2\left(\frac{V_0^*}{w_0^*}+\frac{V^*}{\sqrt{\frac{E_c}{0{,}5\ m}}}\right)}{\pi\cdot n}}\ \text{mm} \qquad (1)$$

în care :

V_0^*, V^* este debitul de aer combinat în stare normală (760 torr, 273 K), m_0^3/s, respectiv în stare de lucru, m^3/s ;

w_0^* — viteza aerului combinat în stare normală în secțiunea minimă a gurii de vînt, viteză care este în funcție de mărimea furnalului, m/s ;

$\sqrt{E_c/0{,}5\ m}=w^*$ — viteza aerului combinat în stare de lucru, în secțiunea minimă a gurii de vînt, viteză care este în funcție de mărimea furnalului, m/s ;

E_c — energia cinetică normală a aerului combinat insuflat la o gură de vînt, kgm/s. E_c este în funcție de mărimea furnalului ;

$0{,}5\ m$ — semimasa aerului combinat, kg. s/m ;

n — numărul de guri de vînt ale furnalului și care la funcționare normal intensivă a furnalului este în funcție de diametrul „d" al creuzetului, m

$$n=3{,}08\ d-2{,}3 \qquad (2)$$

Periculoase s-au dovedit acele situații accidentale, cînd se supraîncarcă creuzetul cu fontă sau crește numai nivelul ei cauzat de reducerea vlumului liber al creuzetului inferior : în primul caz, prin nedescărcarea la timp a fontei prin orificiul de evacuare a fontei, în al doilea, ca urmare a blocării creuzetului cu cocs mărunt, grafit de separare, produse lichide vîscoase și chiar solidificate.

La evacuarea ciclică prin orificiul de evacuare a fontei, pîlnia-vîrtej, ce se formează în stratul de produse lichide, antrenează o importantă cantitate de zgură încă înainte de terminarea evacuării fontei, rolul de decantor revenind acum jgheabului principal care trebuie dimensionat corespunzător acestui scop. Separatorului de zgură format din stăvilarul de zgură și cele două praguri deversoare, pentru fontă respectiv pentru zgură, le rămîne rolul de a separa fonta deja decantată de zgură, nemaiputînd influența mărimea antrenării.

Pîlnia-vîrtej poate antrena cocs în orificiul de evacuare a fontei și permite la un moment dat și răzbaterea gazelor din creuzet înainte de evacuarea completă a produselor lichide, ambele, cu atît mai devreme cu cît presiunea din creuzet este mai ridicată și unghiul orificiului de evacuare a fontei cu orizontala mai mic. Un unghi prea mic permite antrenarea de cocs și obturarea orificiului de evacuare a fontei și provoacă neasigurarea lungimii suficient de lungi, normale, a acestuia.

Lungimea normală a orificiului de evacuare a fontei s-a stabilit în funcție de diametrul creuzetului ($d = 4-15$ m) :

$$l = 0{,}17\ d + 0{,}52 \quad \text{(m)} \qquad (3)$$

O lungime prea mică a orificiului de evacuare a fontei — chiar dacă efectele se contracarează parțial prin reducerea secțiunii sale și a presiunii din creuzet — are ca rezultat un debit sporit de fontă și zgură, înrăutățirea decantării în jgheab și pierderi sporite prin antrenare de către zgură și chiar scurgeri masive de fontă peste deversorul de zgură (mărirea secțiunii de trecere a fontei pe sub stăvilarul de zgură nefiind realizată și fiind oricum limitată).

O mărire a lungimii peste normal — chiar dacă se poate contracara parțial prin mărirea secțiunii și creșterea presiunii în creuzet — prelungește durata evacuării și de regulă mărește pierderile prin scoarțe, stropi și ursificări.

Diametrul orificiului de evacuare a fontei poate să fie diferit în funcție de mărimea furnalului și condițiile de elaborare. Astfel, la un furnal avînd $d = 4$ m, viteza fontei și zgurei a fost de 2,85 m/s la o secțiune minimă a orificiului de evacuare a fontei de $5{,}281.10^{-3}$ m^2, iar la un furnal cu $d = 13{,}8$ m, viteza a fost de 15,5 m/s la o secțiune minimă de $1{,}134.10^{-3}$ m^2, dar lucrînd cu presiune ridicată în spațiul de lucru [3].

La sfîrșitul evacuării, după astuparea orificiului de evacuare a fontei, evacuînd zgura din jgheabul principal, prin reducerea nivelului deversorului de zgură sub nivelul deversorului de fontă, se provoacă o pierdere suplimentară de fontă în zgura inferioară.

La furnalele avînd volumul util de minimum 1 000 m^3, prin menținerea fontei în jgheabul

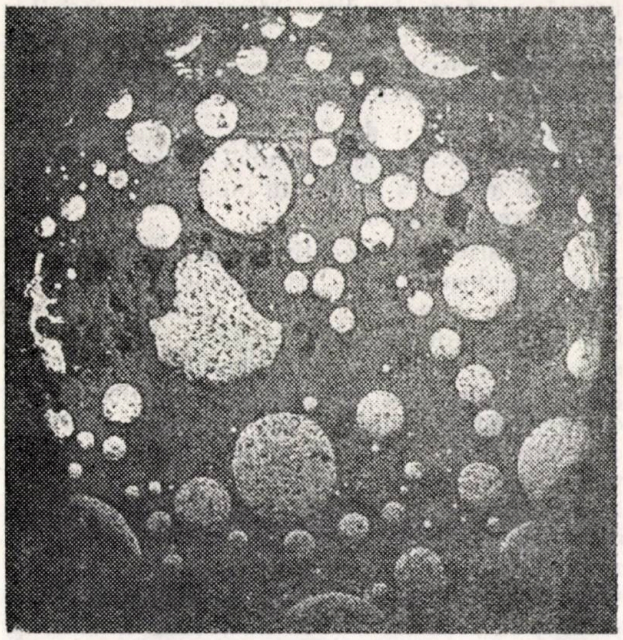


Fig. 2. Zgură conținînd fontă antrenată la elaborarea cu cocs brichete cu conținut ridicat de sulf și materii volatile

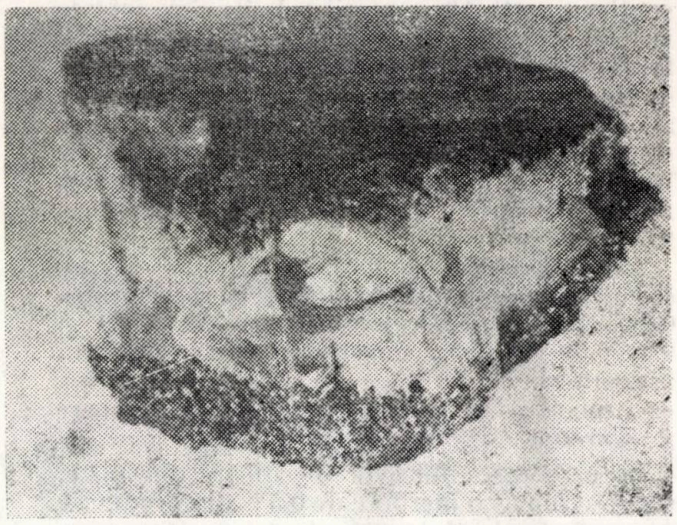


Fig. 3. Zgură conținînd fontă antrenată la elaborarea cu cocs sulfuros la un furnal avînd în cuvă o lipitură

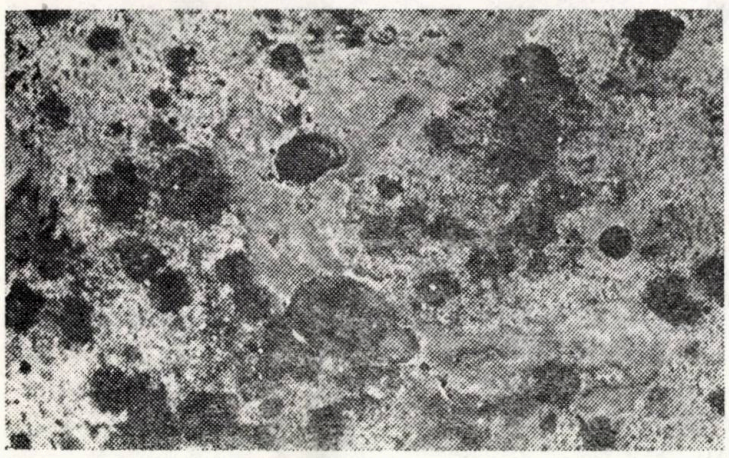


Fig. 4. Picături de fontă, flotate și oxidate parțial sau total la suprafața probei de zgură

principal și separatorul de zgură de la o evacuare la alta, aceste pierderi se pot micșora.

Prin amenajarea de gropi de decantare în jgheaburile de zgură, se pot realiza recuperări din fonta antrenată de zgură.

Evacuînd fonta și zgura din jgheabul principal înainte de operația de astupare a orificiului de evacuare a fontei, se poate întîmpla ca la ratarea astupării să se reverse din nou fontă și zgură din furnal. În astfel de cazuri separatorul de zgură nu mai funcționează.

Cantitatea de fontă antrenată de zgură diferă relativ mult, în funcție de unele condiții specifice de elaborare.

Prin cîntărirea fontei colectate în gropile de decantare din jgheaburi și în bazinul de granulare a zgurei și raportarea ei la cantitatea de zgură produsă în aceeași perioadă, s-a putut determina că, la elaborarea fontei cenușii, la mers normal al furnalului, zgura conține 0,3% fontă [4].

La un furnal cu $V_u = 250$ m^3, care elabora fontă de turnătorie cu cocs în proporție de 66% sub formă de brichete, avînd un conținut de ~2,5% S și peste 10% materii volatile, zgura conținea cca 5% fontă în picături cu diametrul preponderent sub 0,5 mm (fig. 2). Zgura nu a fost mai vîscoasă decît la elaborarea cu 100% cocs clasic, durata de scurgere specifică prin orificiul de evacuare a zgurei fiind în ambele cazuri în jur de 2,7 min/m^3.

La un furnal cu $V_u = 300$ m^3, care elabora fontă de turnătorie cu cocs avînd ~2,1% S, exista în cuvă o lipitură care-i reducea secțiunea în locul de strangulare maximă cu cca 58%. Cu tot mersul fierbinte, datorită duratei de trecere a încărcăturii prin furnal sensibil micșorată, în creuzet cobora mult minereu neredus, iar zgura conținea pînă la 10% fontă. Compoziția fontei produsă : Si = 2,23%; Mn = 0,63%; S = 0,158%. Zgura a avut $I_b = 1,28$; $I_B =$

= 1,37 și 1,29% FeO. În jgheabul de zgură, fonta se decanta fără să se separe (fig. 3).

La un furnal cu V_u = 1 020 m³, la elaborarea fontei de turnătorie într-o perioadă cînd cocsul conținea peste 4% materii volatile și rezistența la tobă a fost $M_{40} \approx 66$, zgura conținea cca 8% fontă. După decantarea și separarea a cca 1/3 din fonta antrenată, în probele colectate pentru analiză rămîneau granule de fontă care măreau conținutul de fier al zgurei la 5,05%. Indicii de bazicitate au fost: I_b = 0,842 și I_B = 0,900. Fonta conținea Si = 2,49%; Mn = 0,65%; S = 0,092%.

La două furnale avînd V_u = 700 m³ fiecare și care elaborau fontă de afinare, zgura conținea 0,28—1,12% Fe_{met}, în medie 0,73% FeO și 0,4—0,79 % Fe_2O_3. Conținutul mediu de fontă în zgură era de 1,2% (cca 0,6% din producție), ca urmare a bazicității și viscozității ridicate a zgurelor.

La elaborarea fontelor de afinare obișnuite, s-a determinat o pierdere de 0,5% din producție în zgură, iar la elaborarea fontei de afinare cu vanadiu, 5,32%. În ultimul caz, granulele de fontă înglobate în zgură atingeau un diametru de 6—7 mm și aveau o compoziție mult deosebită de cea a producției de fontă [5].

La două furnale avînd V_u = 2 700 m³, respectiv 5 000 m³, se pierdeau 8,02 kg fontă de afinare/t zgură, respectiv 0,308% din producția de fontă. Granulele de fontă din zgura acestor furnale aveau, în proporție de 59%, un diametru de 0,2—1 mm. Cu ajutorul unui jgheab decantor special, pierderile prin antrenare de către zgură au fost reduse la 0,299 kg/t zgură, respectiv 0,006% din producția de fontă [6].

Conținutul normal de FeO în zgură

Conținutul de siliciu din fontă și cel de oxid feros din zgură se consideră indicatori ai stării termice a furnalului.

FeO din zgură arată nivelul final al reducerii oxizilor de fier, desfășurată inclusiv în creuzetul inferior, în condițiile date de funcționare.

Deși între fontă și zgura lichidă există o mare diferență de densitate, în special la colectarea probelor de zgură superioară cu compoziția și temperatura întru totul normale, s-a constatat vehicularea prin flotație, cu gazele ce se evacuează din zgură, a unor picături de fontă la suprafața superioară și oxidarea lor energică mai mult sau mai puțin completă, în contact cu aerul atmosferic. Granulele de fontă rămase sînt reținute la suprafață (nu mai decantează) în zgura care a devenit păstoasă, apoi s-a solidificat rapid la acest nivel. Oxizii formați din picăturile de fontă (astfel oxidate) rămîn în topitura probei de zgură și provoacă creșterea conținutului de fier. Acest conținut nu reprezintă nici pe cel al fierului rămas în zgura de furnal, ca efect al reducerii imperfecte a oxizilor de fier, dar nici conținutul total de fier obținut prin însumarea la acesta a fierului din picăturile de fontă antrenată în zgura de furnal.

Judecînd nu și după aspect, ci numai după conținutul de fier, analiza unei asemenea probe de zgură ar putea indica, în mod greșit, o funcționare rece a furnalului.

În procesul de pregătire a probei de zgură pentru analiza chimică, particulele de fontă sînt separate pe cale magnetică, iar materialul rămas se mojarează în continuare, apoi se trece printr-o sită avînd o anumită finețe. În acest fel, proba pentru analiză va conține numai fierul din oxizi. Acest conținut de fier poate proveni așa cum s-a arătat mai sus și din oxidarea unor picături de fontă antrenate de zgură, flotate la suprafața de contact cu aerul din cochila de probă. În figura 4 se dă o astfel de probă de zgură superioară. La suprafața probei, se pot vedea topituri de oxid de fier înglobate în zgură și unele granule de fontă incomplet oxidate și neincluse în masa topiturii de zgură. Diametrul picăturilor vizibile nu depășește 1 mm. Zgura obținută la elaborarea fontei de turnătorie marca FK_4 (STAS 882-78) a fost fierbinte și degaja cantități mari de gaze la scurgerea pe jgheab.

Din probele colectate, s-a luat o probă integrală, dar îndepărtînd fierul metalic (*1*), și altă probă, eliminînd suprafața superioară (de contact cu aerul) (*2*), obținîndu-se următoarele compoziții și indici de bazicitate:

	1	*2*
SiO_2	35,82%	35,66%
CaO	40,64%	41,23%
MgO	1,86%	2,12%
FeO	2,37%	0,80%
I_b	1,135	1,156
I_B	1,186	1,216

Desigur, compoziția (*1*) ar putea fi interpretată ca indicînd mersul rece al furnalului, ceea ce contravine însă stării de fapt.

Pentru necesitățile tehnologice curente ale elaborării fontei de turnătorie, au fost stabilite pe cale statistică relații cum ar fi:

$$L_S = f([Si],\ I_B);\quad L_{Mn} = f([Si],\ I_B);\quad [4]\ [7]\ [8]$$

$$L_{Ti} = f([Si]) \text{ etc.}$$

În scopul stabilirii conținutului normal de FeO în zgure, la elaborarea fontei de turnătorie, s-a prevăzut găsirea relației de interdependență dintre (Fe), [Si] și I_B. Pentru aceasta s-a realizat o lingotieră corespunzătoare pentru colectarea a trei probe din fiecare evacuare de zgură. Cantitatea de probă din zgura superioară și

inferioară s-a luat proporțional cu volumul acestora. Colectarea probei pentru analiza chimică s-a făcut eliminînd suprafața superioară, conținînd granule de fontă și topituri de oxizi de fier și, prin urmare, influența fontei antrenate de către zgură. La fontele al căror conținut de [Mn] mediu pe zi a fost cuprins între 0,51 și 1% și conținutul de [Si] = 1,75 ± 0,05% (grupa *1*), 2,50 ± 0,05% (grupa a *2*-a) și 3,25 ± ±0,05% (grupa a *3*-a), s-a determinat conținutul mediu de FeO și MgO (în plus față de SiO_2, Al_2O_3, CaO) din zgura medie pe ziua și furnalul respectiv.

Prin prelucrarea datelor pe o perioadă intermitentă cuprinzînd 120 zile, s-a obținut relația:

$$K_{Si,Fe} = (Fe)\cdot\sqrt{[Si]} = 2{,}419 - 1{,}275\, I_B \qquad (4)$$

în care: $I_B = (CaO+MgO) : SiO_2$ a oscilat între 0,919 și 1,303. Coeficientul de corelație $r = -0{,}9104$.

O analiză statistică pentru cazul obișnuit de luare a probelor de zgură a dat o influență inversă a I_B asupra $K_{Si,Fe}$ decît în relația (4).

Concluzii

1. La elaborarea fontei de afinare sau de turnătorie, la o funcționare normală a furnalului, zgura antrenează și conține cel puțin 0,3% fontă.

Reducerea cantității de fontă antrenată de către zgura din furnal se poate realiza prin:

— limitarea aportului de sulf (kg/t fontă);

— elaborarea cu zgure fluide (cu MgO, F);

— funcționarea normală a creuzetului: *a*) ca filtru pentru fontă și zgură; *b*) starea termică; *c*) eliminarea coborîrii de minereu neredus în creuzet chiar la stare termică normală; *d*) eliminarea mersului periferic excesiv; *e*) prin micșorarea după caz a intervalului de timp dintre evacuările de fontă; *f*) eliminarea formării de negru de fum din combustibilii auxiliari insuflați la gurile de vînt.

În plus, pentru reducerea pierderilor în zgură în afara furnalului, prin:

— orificiu de evacuare a fontei de lungime normală, diametru și unghi față de orizontală adaptate producției, presiunii gazelor și granulației cocsului din creuzet;

— jgheab principal avînd dimensiuni care să asigure decantarea fontei din zgură sau jgheab special decantor;

— realizarea corespunzătoare a secțiunii de trecere a fontei pe sub stăvilarul separatorului de zgură;

— gropi de decantare în jgheaburile de scurgere a zgurei;

— menținerea fontei lichide în jgheabul principal și separatorul de zgură pe un interval de timp care să cuprindă mai multe evacuări din furnal.

2. Conținutul de FeO în zgură depinde de condițiile de elaborare specifice, nivelul normal fiind determinat de conținutul de siliciu din fontă și indicele de bazicitate (I_B) al zgurei.

Eșantioanele de zgură pentru analiză chimică trebuie colectate din mijlocul probelor, pentru a se elimina influența fontei antrenate de zgură asupra conținutului de FeO existent la evacuarea din creuzet și care indică gradul de perfecțiune a reducerii oxizilor de fier în furnal și starea sa termică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vidal, R. și colectiv. În: C.I.T. nr. 4, 1971, p. 835–848.

[2] Shadri, V. S. În: Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1963.

[3] Masaaky, Higuchi și colectiv *International Iron and Steelmaking Days in Sintering and Pelletizing.* Paris, oct., 1975.

[4] Pilly, N. *Documentare metalurgică.* Furnaliști, M.I.M.–C.D.P.T., nr. 2, 1972, p. 19.

[5] Gladîsev, V.I. și Kriucikov, V.V. În: Metallurg, U.R.S.S., nr. 2, 1966, p. 7.

[6] * * * În: Metallurg, U.R.S.S., nr. 9, 1982, p. 16.

[7] Pilly, N. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1979, p. 157.

[8] Oelsen, W., Schubert, H.G. și Oelsen, O. În: Arch. Eissenhüttenwes., R.F.G., 1965, p. 779.

Contribuții la stabilirea prin calcul a influenței temperaturii asupra solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid și a mărimilor termodinamice aferente

Dr. ing. L. Apa

CZ : 669.18 : 536.7

În articolul [1] s-a examinat influența concentrației unor elemente de aliere asupra solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid. S-a arătat cu această ocazie că solubilitatea gazului X în prezența unui element de aliere Y_i se poate deduce din raportul :

$$\chi_X^{Y_i} = \frac{\chi_X^0}{\gamma_X^{Y_i}} \qquad (1)$$

în care χ_X^0 este solubilitatea gazului X în fierul pur, $\chi_X^{Y_i}$ solubilitatea aceluiași gaz în aliajul Fe — Y_i, iar $\gamma_X^{Y_i}$, coeficientul de activitate a gazului în funcție de concentrația elementului de aliere Y_i. Calculele au fost efectuate pentru temperatura constantă de 1 600 °C.

În cele ce urmează se vor studia influența temperaturii asupra dizolvării azotului și hidrogenului în oțelul lichid, factorii care determină solubilitatea acestora și efectele termodinamice reflectate în modificările mărimilor energetice (entalpia, entropia) care însoțesc procesul.

Relația generală, care exprimă dependența coeficientului de activitate a unui gaz $\gamma_X = a_X/\chi_X$ de variația temperaturii și a concentrației atît în cazul unui sistem binar, cît și în cazul unui sistem ternar (a_X fiind activitatea gazului respectiv), este următoarea :

$$\log \gamma_X = \left(\frac{\overline{\Delta H}_X}{T} - \overline{\Delta S}_X^E\right) \frac{1}{2{,}303\ R} \qquad (2)$$

în care $\overline{\Delta H}_X$ reprezintă entalpia parțială de dizolvare a gazului în oțel, $\overline{\Delta S}_X^E$, excedentul de entropie parțială care însoțește acest proces, T = temperatura în K, iar R, constanta generală a gazelor.

Într-un *sistem binar Fe-X* (X fiind un gaz), după cum este cunoscut [2], coeficientul de activitate γ_X^0, respectiv solubilitatea gazului χ_X^0 se exprimă prin relația :

$$\log \gamma_X^0 = -\log \chi_X^0 = \left(\frac{\overline{\Delta H}_X^0}{T} - \Delta S_X^{E,0}\right) \frac{1}{2{,}303\ R} \qquad (3)$$

în care $\overline{\Delta H}_X^0$ și $\overline{\Delta S}_X^{E,0}$ reprezintă mărimile energetice parțiale corespunzătoare sistemului binar Fe-X.

Comparînd această relație cu cele comunicate în lucrarea [1] pentru azot și hidrogen și anume :

$$\log \chi_N^0 = -\frac{297{,}57}{T} - 2{,}596 \qquad (4)$$

$$\log \chi_H^0 = -\frac{1\,700}{T} - 1{,}95 \qquad (5)$$

rezultă pentru mărimile energetice parțiale $\overline{\Delta H}_X^0$ și $\overline{\Delta S}_X^{E,0}$, care însoțesc dizolvarea azotului respectiv a hidrogenului în fierul pur, următoarele valori :

— pentru azot : $\overline{\Delta H}_N^0 = 5\,700$ J/g. atom ;

$$\overline{\Delta S}_N^{E,0} = -49{,}7 \text{ J/g. atom.grad}$$

— pentru hidrogen : $\overline{\Delta H}_H^0 = 32\,600$ J/g. atom ;

$$\overline{\Delta S}_H^{E,0} = -36{,}3 \text{ J/g. atom.grad}$$

Într-un *sistem terenar Fe-X-Y*, coeficientul de activitate a gazului se poate considera ca rezultat din două componente :

$$\gamma_X = \gamma_X^0 \cdot \gamma_X^{Y_i} \qquad (6)$$

unul γ_X^0 aferent sistemului binar Fe-X, iar celălalt $\gamma_X^{Y_i}$ specific elementului de aliere Y_i. Cercetările lui E. Schürmann și H. I. Rimkus [2], [3] au arătat că în mod similar și mărimile energetice parțiale $\overline{\Delta H}_X$ și $\overline{\Delta S}_X^E$ se pot considera compuse din cele corespunzătoare sistemului binar ($\overline{\Delta H}_X^0$, $\overline{\Delta S}_X^{E,0}$) și cele aferente influenței elementelor de aliere ($\overline{\Delta H}_X^{Y_i}$, $\overline{\Delta S}_X^{E,Y_i}$) :

$$\left.\begin{aligned} \overline{\Delta H}_X &= \overline{\Delta H}_X^0 + \overline{\Delta H}_X^{Y_i} \\ \overline{\Delta S}_X^E &= \overline{\Delta S}_X^{E,0} + \overline{\Delta S}_X^{E,Y_i} \end{aligned}\right\} \qquad (7)$$

În mod corespunzător, coeficientul de activitate $\gamma_X^{Y_i}$ specific elementului Y_i, cuprins în relația (1) se exprimă prin mărimile energetice parțiale astfel :

$$\log \gamma_X^{Y_i} = \frac{1}{2{,}303\ R}\left(\frac{\overline{\Delta H}_X^{Y_i}}{T} - \overline{\Delta S}_X^{E,Y_i}\right) \qquad (8)$$

sau în logaritmi naturali:

$$\ln \gamma_X^{Y_i} = \frac{1}{R}\left(\frac{\overline{\Delta H}_X^{Y_i}}{T} - \overline{\Delta S}_X^{E,Y_i}\right) \qquad (9)$$

în care $\overline{\Delta H}_X^{Y_i}$ și $\overline{\Delta S}_X^{E,Y_i}$ reprezintă numai aportul elementului de aliere Y_i la mărimile energetice respective.

Mărimile energetice parțiale $\overline{\Delta H}_X^{Y_i}$ și $\overline{\Delta S}_X^{E,Y_i}$ practic pot fi considerate independente de temperatură (în domeniul uzual de temperaturi ale oțelului lichid), dar ele depind sensibil de concentrația elementului de aliere Y_i.

I. După cum s-a mai menționat [1], E.Schürmann și W. Kättlitz [2], [4], pe baza unor măsurători proprii și din prelucrarea unor date comunicate în literatura de specialitate, au stabilit pentru coeficienții de activitate specifici $\gamma_X^{Y_i}$ ai azotului și hidrogenului relații empirice de dependență, de gradul doi, în funcție de concentrația elementului de aliere Y_i (Y_i exprimat în fracții molare);

$$\log \gamma_X^{Y_i} = by_i + cy_i^2 \qquad (10)$$

în care valorile lui b și c sînt funcții de temperatură:

$$\left.\begin{aligned} b &= d + \frac{e}{T} \\ c &= f + \frac{g}{T} \end{aligned}\right\} \qquad (11)$$

Înlocuind în relația (10) valorile lui b și c din relațiile (11) se obține:

$$\log \gamma_X^{Y_i} = (ey_i + gy_i^2)\frac{1}{T} + (dy_i + fy_i^2) \qquad (12)$$

Comparînd relația (8) cu relația (12), rezultă că mărimile energetice parțiale $\overline{\Delta H}_X^{Y_i}$ și $\overline{\Delta S}_X^{E,Y_i}$ se pot calcula cu ajutorul datelor care intervin în determinarea coeficienților de activitate:

$$\left.\begin{aligned} \overline{\Delta H}_X^{Y_i} &= 2,303\ R\ (ey_i + gy_i^2) \\ \overline{\Delta S}_X^{E,Y_i} &= -2,303\ R(dy_i + fy_i^2) \end{aligned}\right\} \qquad (13)$$

Tabelul 1

Coeficienții de calcul care intervin în relațiile (12) și (13) — după [2] și [4] —

Y_i	X	e	g	d	f
Si	N	3 919,53	23 710,62	0,07214	— 6,0982
	H	3 498,20	7 078,30	—0,4967	— 1,2417
Ni	N	1 626,60	4 083,56	0,02994	— 1,053
	H	— 594,69	204,56	0,0844	— 0,0358
Cr	N	—14 323,82	21 811,46	2,9338	— 6,5605
	H	— 846,56	414,53	0,1202	— 0,0727
Mo	N	— 7 305,15	5 673,16	1,4962	— 1,7064
	H	— 531,73	163,54	0,0755	— 0,0287
Mn	N	— 6 016,00	3 847,54	1,2322	— 1,1573
	H	— 489,75	138,73	0,0696	— 0,0243
Ti	N	—	—	—	—
	H	— 5 289,28	16 182,01	0,7510	— 2,8387
V	N	—25 209,91	67 563,18	5,1685	—20,3218
	H	— 1 703,62	1 678,75	0,2419	— 0,2945
W	N	— 4 239,85	1 911,03	0,8684	— 0,8684
	H	1 353,80	1 060,11	—0,1922	— 0,1860
Nb	N	—26 427,45	74 24 ,76	5,4129	—22,3321
	H	— 2 249,34	2 926,52	0,3194	— 0,5134

Valorile lui d, e, f, g, pentru azot și hidrogen, pentru unele elemente de aliere care au fost utilizate la determinarea mărimilor energetice parțiale [2], [4], sînt arătate în tabelul 1.

II. În articolul menționat mai sus [1], s-a arătat că, avînd în vedere dispersia mare a datelor experimentale care au stat la baza determinării valorilor lui b, c și d, e, f, g pentru calculul logaritmului coeficienților de activitate în funcție de concentrație, în loc de ecuații de gradul doi se pot obține rezultate satisfăcătoare mai ales în cazul oțelurilor slab și mediu aliate și prin folosirea unor relații lineare de forma :

$$\ln \gamma_X^{Y_i} = \varepsilon_X^{Y_i} \cdot y_i \qquad (14)$$

în care $\varepsilon_X^{Y_i}$ reprezintă paramerul de interacțiune de ordinul întîi*) pentru gazul dizolvat X și elementul de aliere Y_i, iar y_i, concentrația elementului de aliere în fracții molare. Parametrul $\varepsilon_X^{Y_i}$ depinde de temperatură :

$$\varepsilon_X^{Y_i} = \frac{A}{T} + B \qquad (15)$$

Înlocuind această valoare a parametrului în relația (14) rezultă o funcție simplă, care exprimă dependența coeficientului specific de activitate $\gamma_X^{Y_i}$ atît de temperatură, cît și de concentrația elementului de aliere Y_i :

$$\ln \gamma_X^{Y_i} = \frac{A}{T} y_i + B y_i \qquad (16)$$

în care A și B sînt constante independente de temperatură și concentrație, iar T reprezintă temperatura exprimată în K.

Relațiile (3) și (16) furnizează toate datele necesare determinării cu ajutorul relației (1) a solubilității gazelor în funcție de temperatură și concentrația elementelor de aliere.

Punînd alături relațiile (9) și (16), rezultă că coeficienții A și B cuprind de fapt mărimile energetice parțiale aferente influenței elementelor de aliere la dizolvarea gazului X în oțelul lichid și conduc la relații simple pentru calculul acestor mărimi, și anume :

$$\left.\begin{aligned} \overline{\Delta H}_X^{Y_i} &= R \cdot A y_i \\ \overline{\Delta S}_X^{Y_i} &= -R \cdot B y_i \end{aligned}\right\} \qquad (17)$$

* Parametrii de interacțiune $e_X^{Y_i}$, comunicați în literatură pentru calculele în logaritmi zecimali și concentrații exprimate în procente de greutate, au fost recalculați pentru logaritmi naturali și concentrație în fracții molare după relația $\varepsilon_X^{Y_i} = \frac{M_{Y_i}}{M_{Fe}} (230\, e_X^{Y_i} - 1) + 1$, în care M_{Y_i} și M_{Fe} reprezintă greutatea atomică a elementului de aliere Y_i, respectiv a fierului.

Literatura de specialitate [5]—[18] conține un număr însemnat de date referitoare la parametrii de interacțiune $\varepsilon_X^{Y_i}$ (sau $e_X^{Y_i}$) dintre azot, hidrogen, cu majoritatea elementelor de aliere, la o anumită temperatură (mai ales pentru 1 600 °C) și relații de tipul (15) de variație a acestui parametru cu temperatura. Între datele comunicate de diverși cercetători sînt însă diferențe însemnate, astfel încît pentru aplicarea relațiilor (15), (16) și (17), respectiv a stabilirii mărimilor A și B au trebuit prelucrate și selectate datele din literatură, introducîndu-se și unele modificări, astfel ca prin aplicarea formulei (15) să rezulte pentru $\varepsilon_X^{Y_i}$ valori identice cu cele utilizate și în lucrarea [1] și care au fost considerate ca cele mai probabile.

În tabelul 2 sînt arătate valorile lui A și B folosite la determinarea parametrilor de interacțiune $\varepsilon_X^{Y_i}$, a coeficienților de activitate $\gamma_X^{Y_i}$, precum și a mărimilor energetice parțiale $\overline{\Delta H}_X^{Y_i}$ și $\overline{\Delta S}_X^{E,Y_i}$ pentru azot și hidrogen. În figurile 1, 2, 3 și 4 se compară, pentru unele elemente de aliere, rezultatele obținute prin aplicarea relațiilor

Tabelul 2

Coeficienții A și B stabiliți pentru relația $\varepsilon_X^{Y_i} = \frac{A}{T} + B$ și relațiile (16) și (17)

Y_i	X	A	B	$\varepsilon_X^{Y_i}$ pentru 1 600° C
Si	N	14 680	—1,20	6,64
	H	9 310	—1,42	3,55
Ni	N	4 930	—0,0215	2,61
	H	— 1 086	0,210	— 0,37
Cr	N	—29 990	6,015	— 10,00
	H	— 1 430	0,343	— 0,42
Mo	N	—14 750	2,40	— 5,47
	H	—	—	— 0,02(?)
Mn	N	—13 000	2,41	— 4,52
	H	— 843	0,233	— 0,22
Ti	N	— 1 110,5 × 10^3	487,3	—105,6
	H	— 8 950	1,021	— 3,75
V	N	—50 750	6,194	— 20,90
	H	— 3 770	0,468	— 1,54
W	N	—10 132,9	1,60	— 3,81
	H	3 629	—0,397	1,54
Nb	N	—	—	— 26,5
	H	— 5 025	0,492	— 2,19

Tabelul 3

Comparație între valorile mărimilor energetice parțiale aferente elementelor de aliere la dizolvarea azotului și hidrogenului, calculate după cele două metode pentru $y_i = 0{,}1$ fr. mol.

Y_i	$\overline{\Delta H_N^{Y_i}}$, J/g. atom		$\overline{\Delta S_N^{E,Y_i}}$, J/g. atom. grad	
	După relația (17)	După [2] relația (13)	După relația (17)	După [2] relația (13)
Si	12 208	12 044	0,998	1,199
Ni	4 099	3 896	0,0179	0,144
Cr	— 24 934	—23 249	— 5,00	—4,361
Mo	— 12 263	—13 986	— 1,99	—2,538
Mn	— 10 808	—10 781	— 1,99	—2,058
Ti	-923.10^3	—	—405,1	—
V	— 42 190	—35,716	— 5,15	—5,995
W	— 8 424	— 7 752	— 1,33	—1,496
Nb	—	—36 384	—	—6,088

Y_i	$\overline{\Delta H_H^{Y_i}}$, J/g. atom		$\overline{\Delta S_H^{E,Y_i}}$, J/g. atom. grad	
	După relația (17)	După [4] relația (13)	După relația (17)	După [4] relația (13)
Si	7 740	8 053	1,181	1, 189
Ni	— 903	—1 099	—0,175	—0, 155
Cr	—1 190	—1 541	—0,285	—0, 229
Mo	—	— 986,8	—	—0, 139
Mn	— 701	— 911	—0,194	— 0, 128
Ti	—7 440	—7 029	—0,850	—0, 894
V	—3 130	—2 940	—0,390	—0, 406
W	3 016	2 795	0,330	0, 404
Nb	—4 180	—3 938	—0,409	—0, 513

(13) și (17) pentru calculul mărimilor energetice parțiale aferente elementului de aliere Y_i, iar în tabelul 3 se dau valorile acestor mărimi determinate prin cele două metode, pentru o concentrație a elementului de aliere de $y_i = 0{,}1$ fracții molare. Atît din figurile 1—4, cît și din datele cuprinse în tabelul 3 rezultă, mai ales pentru concentrațiile mici și medii ale elementelor de aliere, valori relativ apropiate între mărimile energetice parțiale, calculate prin cele două metode, fapt remarcabil dacă se ține seamă de diferențele mari între valorile parametrilor de interacțiune comunicate de diverși cercetători și folosite în lucrare.

Prin urmare, coeficienții A și B permit stabilirea parametrilor de interacțiune la diferite temperaturi a coeficienților de activitate specifici $\gamma_X^{Y_i}$, precum și a mărimilor termodinamice aferente ($\overline{\Delta H_X^{Y_i}}$, $\overline{\Delta S_X^{E,Y_i}}$) dizolvării gazului X în topiturile feroase Fe — Y_i.

Este de menționat că pentru studiul mărimilor energetice parțiale se poate utiliza și metoda echivalenței concentrațiilor. Această metodă permite, prin exprimarea concentrațiilor elementelor de aliere în concentrații echivalente ale elementului de referință (de exemplu Si), stabilirea unei sume a concentrațiilor și calcularea

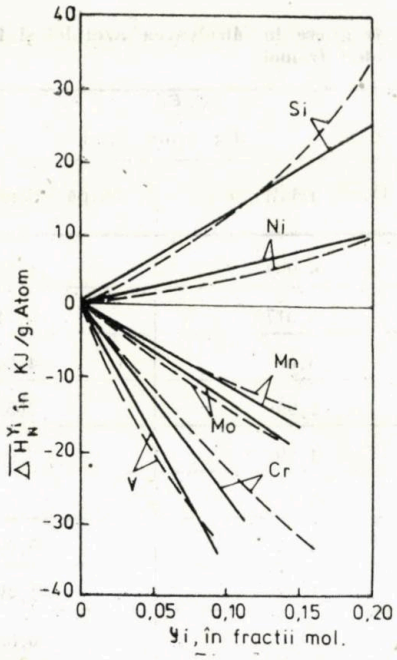


Fig. 1. Variația cu concentrația y_i, a mărimilor energetice parțiale $\overline{\Delta H_N^{Y_i}}$ pentru azot, aferente elementului de aliere Y_i

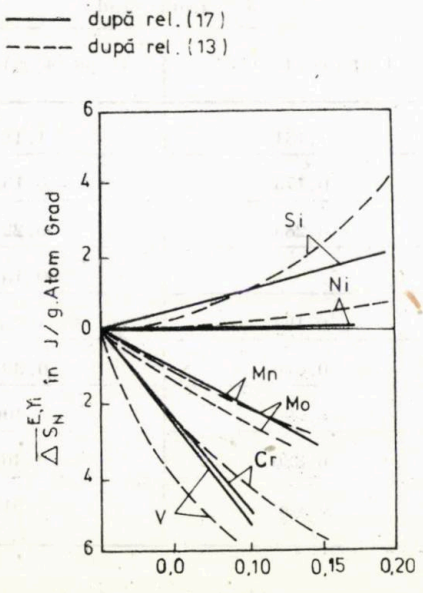


Fig. 2. Variația cu concentrația y_i a mărimilor energetice parțiale $\overline{\Delta S_N^{E,Y_i}}$ pentru azot, aferente elementului de aliere Y_i

pe această bază a mărimilor energetice parțiale și pentru oțelurile cu mai multe elemente de aliere.

BIBLIOGRAFIE

[1] A p a, L. *Stabilirea prin calcul a influenței elementelor de aliere asupra solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 20—24.

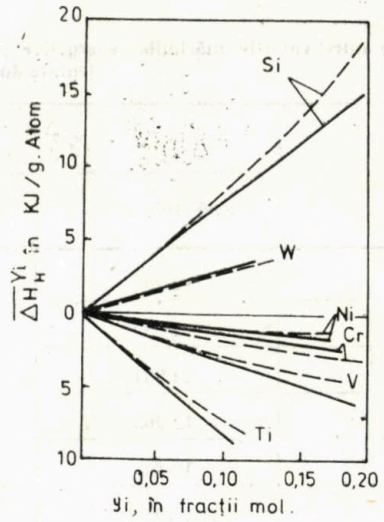


Fig. 3. Variația cu concentrația y_i, a mărimilor energetice parțiale $\overline{\Delta H_H^{Y_i}}$ pentru hidrogen, aferente elementului de aliere Y_i

după rel. (17)
după rel. (13)

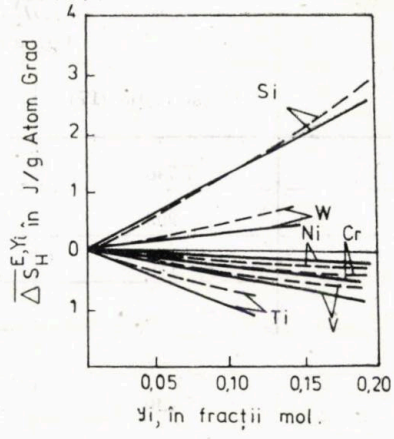


Fig. 4. Variația cu concentrația y_i, a mărimilor energetice parțiale $\overline{\Delta S_H^{E,Y_i}}$ pentru hidrogen, aferente elementului de aliere Y_i.

[2] S c h ü r m a n n, E. și K ä t t l i t z, W. *Äquivalente Wirkung der Legierungselemente auf die konzentrations — und temperaturabhängige Stickstofflöslichkeit in eisenreichen Drei — und Mehrstoffschmelzen.* În: Archiv. f. d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 7, 1981, p. 253—280.

[3] S c h ü r m a n n, E. și R i m k u s, H. J. *Studiul unor aliaje de tipul Fe — C — Xi.* În: Giesserei Forschung, nr. 1,1975, p. 19—20.

[4] S c h ü r m a n n, E. și K ä t t l i t z, W. *Äquivalente Wirkung der Legierungselemente auf die konzentration — und temperaturabhängige Wasserstofflöslichkeit in eisenreichen Drei — und Mehrstoffschmelzen.* În: Archiv f. d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 8,1981, p. 295—301.

[5] K u r o c i c h i n, K. T. *Solubilitatea hidrogenului în aliajele Fe— W.* În: Izv. V.U.Z. Ciornaia metall., U.R.S.S, nr. 7, 1965, p. 43—45.

[6] B a g s h a w, T. și M i t c h e l l, A. *Hydrogen solubility in Liquid Iron Alloys.* În: J. Iron and Steel Inst., iulie, 1967, p. 769—771.

[7] Iacușev, D. M. și Iavoischii, V. I. *Influența vanadiului și borului asupra solubilității hidrogenului în fierul lichid.* În : Izv. V.U.Z., Ciornaia metall., U.R.S.S., nr. 1, 1962, p. 52—56.

[8] Wada, H. ș. a. *Solubility of Nitrogen in Molten Fe—Ni and Fe—Cr Alloys.* În : Trans Iron and Steel Inst. Japan, Japonia, vol. 8, 1968, p. 329—336.

[9] Pamarin, I. M. ș. a. *Despre solubilitatea azotului în aliajele feroase cu nichel.* În : Izv. Ak. Nauk S.S.S.R., Metalli, nr. 4, 1972, p. 18—24.

[10] Balșov, L. A. ș.a. *Despre dependența de temperatură a solubilității azotului în aliajele feroase.* În : Izv. V.U.Z. Ciornaia metall., U.R.S.S., nr. 11, 1972, p. 53—55.

[11] Nguen, N. ș. a. *Solubilitatea hidrogenului în aliaje binare pe bază de fier.* În : Izv. Ak. Nauk S. S. S. R. — Metalli, nr. 4, 1978, p. 18—24.

[12] Boorstein, W. M. și Pehlke, R. D. *Measurement of Hydrogen Solubility in Liquid Iron Alloys Employing a Constant Volume Technique.* În : Metal. Trans., S.U.A., febr., 1974, p. 339—405.

[13] Cemeris, S. I. și Padenin, S. N. *Interacțiunea azotului din aliajele feroase prin formarea de produse solide.* În : Izv. V.U.Z. Ciornaia metall., U.R.S.S., nr. 5, 1980, p. 11—15.

[14] Wade, H. *Solubility of Nitrogen in Liquid Fe—Cr—Ni Alloys Containing Manganese and Molybdenum.* În : Metal. Trans., S.U.A., V. 8B, dec., 1977, p. 675—682.

[15] Balșov, L. A. *Despre interacțiunea atomilor metalelor de trecere în aliajele feroase și formarea de carburi, nitruri și monoxizi.* În : Izv. Ak. Nauk. S.S.S.R. — Metalli, nr. 1, 1981, p. 217—223.

[16] Wada, H. și Pehlke, R. D. *Nitrogen Solution and Titanium Nitride Precipitation in Liquid Fe—Cr—Ni Alloys.* În : Metal. Trans. V. 83, S.U.A., sept., 1977, p. 443—450.

[17] Sokolov, V. M. *Comparația metodelor de calcul al solubilității azotului în aliaje feroase multicomponente.* În : Izv. V.U.Z. Ciornaia metall., U.R.S.S., nr. 9, 1982, p. 5—7.

[18] Artemov, V. I. ș. a. *Studiul solubilității hidrogenului în aliaje Fe—Co—Ni—C.* În : Izv. Akad. Nauk S.S.S.R. — Metalli, nr. 2,1973, p. 83—90.

DOCUMENTARE

Procedeu de desulfurare umedă a gazelor

Firma Kobe Steel Ltd. din Japonia a dezvoltat și comercializat un procedeu de desulfurare umedă pentru gazele evacuate, care reduce degajarea de SO_2 cu 95%. Procesul de desulfurare a gazelor evacuate Kobelco (FGD) este foarte indicat pentru instalațiile de aglomerare, care produc cantități mari de SO_2.

Procedeul utilizează o soluție de $CaCl_2$ care conține var/calcar ca absorbant, asigurînd un flux cu circuit închis fără evacuarea apei reziduale, controlînd astfel emisiunile unor gaze acide ca HCl, HF, precum și SO_2. De asemenea, procedeul asigură mijloace pentru producerea de gips ca subprodus.

Timp de opt ani procedeul Kobelco FGD s-a utilizat cu succes la patru instalații industriale. În prezent, firma Kobe Steel comercializează procedeul în Europa, pentru a se putea respecta efectiv normele din Europa privind poluarea.

(În : *Steel Times International, Anglia, nr. 3, 1984, p. 67*)

Insuflarea cărbunelui praf la uzinele Kure

În aprilie 1984, la furnalul nr. 2 al uzinelor Kure aparținînd firmei Nisshin Steel (volum 1650 m³) s-a instalat un sistem de insuflare a cărbunelui pulverizat (PCI), care funcționează fără probleme. După căptușirea furnalului nr. 1 (volum 2150 m³) în toamna anului 1984, în martie 1985 va începe să funcționeze sistemul de insuflare a cărbunelui pulverizat. Costul total al acestor instalații va fi de 3,5 miliarde veni.

După instalarea acestor sisteme, cărbunele pulverizat va putea fi insuflat simultan în furnalele nr. 1 și nr. 2, cu o viteză de insuflare de 21 t/h. Sistemul include o linie de transport cu buncăre pentru primirea cărbunelui brut,un dispozitiv pentru pulverizarea cărbunelui, un rezervor, un filtru cu saci și compresoare pentru liniile de aer și azot.

(În : *Steel Times International, Anglia, nr. 3, 1984, p. 12*)

Valorificarea zgurei de furnal și convertizor

Comisia pentru problemele de protecția mediului înconjurător a Institutului Internațional de Siderurgie (IISI) a publicat un raport intitulat „Valorificarea zgurei de furnal și convertizor". Raportul conține o evaluare a datelor preluate de la 26 uzine membre ale IISI.

Pe lîngă cuprinsul rezultatelor anchetei și concluziile trase, raportul cuprinde patru referate referitoare la zgură :

— Prepararea zgurei de furnal și de convertizor în industria siderurgică franceză ;

— Zgurele de oțelărie Thyssen AG ;

— Dezvoltarea pieței zgurelor de convertizor în Japonia ;

— Probleme de transport și utilizare a zgurei în America de Nord.

Din rezultatele studiului a reieșit că, în țările care au fost incluse în analiză, valorificarea zgurei se face intens ; rata valorificării zgurei de furnal este de 84% ; valorificarea zgurei de convertizor este de 65%.

Raportul este editat în limba engleză.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 20, 1984, p. 1038*)

Fenomene tranzitorii în funcționarea sistemelor hidraulice din metalurgie

Instalații de desțunderizare — partea de înaltă presiune—refularea (III)

Dr. ing. B. Pițigoi
IPROLAM — București

CZ : 62—82 : 621.771

Instalațiile hidraulice de desțunderizare se folosesc în metalurgie, în scopuri tehnologice, pentru îndepărtarea oxizilor metalici (formați pe suprafața oțelului încălzit la temperatura de laminare) prin jeturi de apă sub presiune [3].

Obținerea apei sub presiune presupune realizarea unei instalații (fig. 1), care să fie dotată cu pompe și acumulatoare hidropneumatice, ca sursă de apă sub presiune, cu rampe de stropire dotate cu colectoare pentru duze, din care pornesc jeturi de apă — asupra metalului incandescent — în care viteza este capabilă să producă o presiune dinamică, favorabilă efectului de desțunderizare. Stația de pompare este legată de rampele de stropire printr-o rețea de conducte; în fața fiecărei rampe de stropire este montată o vană rapidă cu servomotor pentru comandă de la distanță. Din considerente tehnologice și economice, stropirea în vederea desțunderizării se realizează intermitent, consumul de apă avînd loc numai în perioada cît laminatul se află în zona de bătaie a duzelor. Stropirea cu apă, în vederea desțunderizării, încetează atunci cînd laminatul se îndepărtează, pentru ca din nou să stropească la apariția următorului laminat.

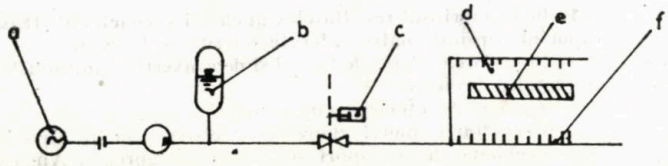


Fig. 1. Schema de principiu a instalației hidraulice de desțunderizare : *a* — electropompă ; *b* — acumulator hidropneumatic ; *c* — vană ; *d* — rampă superioară de stropire ; *e* — laminat stropit ; *f* — rampă inferioară de stropire

Aceste porniri și opriri ale jetului fac ca regimul de mișcare a apei în instalație să aibă un caracter nepermanent. Închiderea și deschiderea vanei rapide, care la acest tip de instalații se realizează cu viteză mare și cu frecvență ridicată, fac ca regimul de mișcare nepermanentă să apară în instalație atît pe partea de refulare a pompelor (înaltă presiune), cît și pe partea de aspirație a acestora, în conducta orizontală de alimentare a stației, de la gospodăria de apă a laminorului.

Pe partea de refulare a pompelor (zona cu presiuni ridicate) între pompele și vanele rapide, închiderea și deschiderea acestora sînt însoțite de puternice lovituri de berbec (cu efecte periculoase asupra siguranței de funcționare a instalației); aceste șocuri hidraulice sînt de o intensitate deosebită, deoarece instalațiile în discuție funcționează cu presiuni foarte ridicate (pînă la 200 bar) și cu debite de asemenea foarte mari (pînă la 2 000 m^3/h). Undele elastice apar, deci, la închiderea și deschiderea vanei rapide și se propagă cu viteza sunetului prin masa de apă din rețeaua de conducte, în sensul către rampele de stropire și spre sursa de presiune. De la aceste extreme undele sînt reflectate, întorcîndu-se către vana rapidă, după care fenomenul se repetă pînă la amortizare. Din observarea instalațiilor hidraulice de desțunderizare în funcțiune, precum și din analiza modului de formare, propagare și reflectare a undelor, de la elementele instalației, rezultă posibilitatea apariției unui fenomen de suprapunere, foarte periculos pentru instalație, rezultat din însumarea a două unde formate în moduri diferite, în locuri deosebite, și la timpi diferiți, care se propagă în aceeași masă de lichid și ale căror amplitudini se pot însuma și dau naștere unei presiuni dinamice mari, care, așa cum se va vedea mai departe, depășește, în cazul studiat, de două ori presiunea maximă din sistem.

Prima explicație a modului de formare a undelor este cea clasică [1] : perturbarea presiunii și vitezei lichidului din sistem, prin acționarea (închiderea și deschiderea) vanei rapide. A doua cauză, care generează unde în sistem, este datorată unor particularități constructive ale acestor instalații : ramurile descendente ale conductelor ce alimentează rampele superioare de stropire (fig. 2). Aceste ramuri se golesc între două stropiri consecutive; după închiderea rapidă a vanei, apa continuă în virtutea inerției să se miște către duză și, trecînd prin aceasta, curge în atmosferă, provocînd golirea conductei. La deschiderea vanei apa pătrunde în ramura descendentă amintită cu o viteză puternic accelerată de presiune (foarte mare) a sursei, împingînd în fața ei pătura de aer apărută prin golirea conductei și care opune o rezistență mică la înaintarea coloanei de apă; aceasta (coloana de apă) atinge colectorul rampei superioare de stropire, în zona duzelor, cu o viteză foarte mare. În acest moment coloana de apă este brusc oprită din mișcare, ceea ce

are ca efect apariţia unei lovituri de berbec violente; o undă elastică, formată în acest moment şi în modul descris mai sus, se propagă prin apă în sistemul de conducte, însumîndu-se algebric cu undele elastice formate la deschiderea vanei (măsurătorile efectuate pe instalaţii industriale şi pe modele de laborator confirmă rezultatele studiului analitic). Pentru a putea determina — teoretic — fenomenele care apar în sistemul hidraulic examinat, se apelează la metoda undelor fizice [2], care permite analiza modului de formare, propagare şi reflectare a undelor elastice de la elementele sistemului considerat [4], [6]. Se demonstrează astfel că presiunea maximă [5] apare la deschiderea

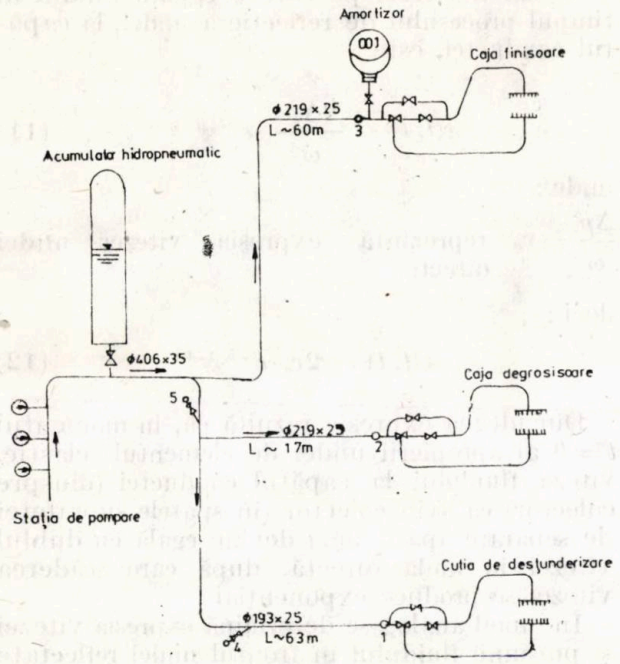


Fig. 2. Schema de principiu a instalaţiei de desţunderizare de la un laminor de tablă groasă

vanei rapide, la rampa superioară de desţunderizare (constructiv prevăzută cu porţiuni descendente) care se golesc de apă (se umplu cu aer) în intervalul dintre două stropiri consecutive. Fenomenul este caracteristic instalaţiilor hidraulice de desţunderizare, care reprezintă un caz tipic de instalaţii hidraulice industriale, constructiv prevăzute cu porţiuni descendente ce se golesc de apă între două funcţionări consecutive; fenomenul este propriu tuturor tipurilor de instalaţii ce prezintă astfel de caracteristici constructive şi apare ori de cîte ori o conductă, prin care curgerea are loc cu intermitenţă, se goleşte de lichid.

Undele formate prin manevrarea vanei rapide sînt unde care se propagă către rampa superioară de stropire. Colectorul rampei superioare de stropire se goleşte (parţial) de apă între două stropiri consecutive; în locul apei intră aer. Se consideră colectorul superior parţial

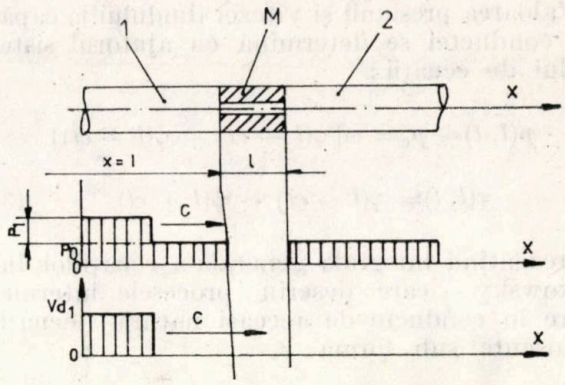


Fig. 3, *a*. Distribuţia vitezei şi presiunii, înainte de trecerea undei prin secţiunea în care se află elementul inerţial

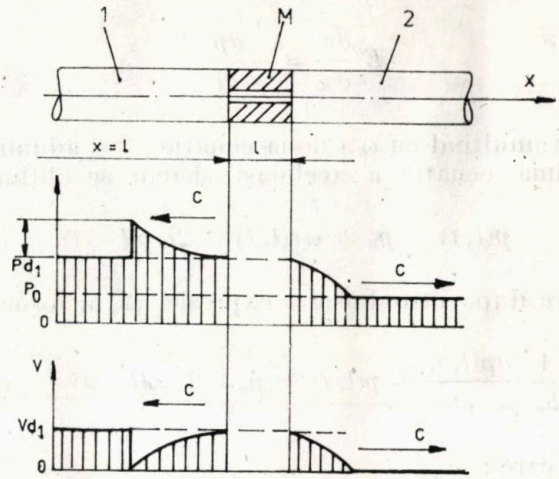


Fig. 3, *b*. Distribuţia vitezei şi presiunii, după trecerea undei prin secţiunea unde se află elementul inerţial

umplut cu aer şi (ipotetic, pentru moment) izolat de atmosfera înconjurătoare.

În starea iniţială lichidul din conductă şi din colector este imobil şi are presiunea p_0:

$$v(x, 0) = 0\,; \quad p(x, 0) = p_0 \tag{1}$$

La deschiderea vanei rapide, apa din conductă va fi pusă în mişcare şi, neglijînd pierderile de presiune dintre colector şi conducta sa de alimentare, la îmbinarea acestora, condiţia la limită pentru acest punct de îmbinare va fi exprimată prin:

$$v(l, t) = \frac{\partial p\ (l, t)}{\partial t} \cdot \frac{V_0}{AE_0} \tag{2}$$

unde V_0 este volumul colectorului; E_0, modulul de elasticitate al aerului din colector şi A, secţiunea conductei.

Valoarea presiunii și vitezei fluidului la capătul conductei se determină cu ajutorul sistemului de ecuații :

$$p(l, t) - p_0 = \omega[\varphi(l - ct) + \psi(l + ct)]$$

$$v(l, t) = \varphi(l - ct) - \psi(l + ct) \qquad (3)$$

reprezentînd integrala generală a ecuațiilor lui Jukowsky — care descriu procesele intermediare în conducte de aceeași natură — ecuații cunoscute sub forma :

$$\frac{\partial p}{\partial x} = -\rho_0 \frac{\partial v}{\partial t} \qquad (3')$$

$$E' \frac{\partial v}{\partial x} = -\frac{\partial p}{\partial t}$$

Înmulțind cu ω a doua ecuație (3) și adunînd prima ecuație a aceluiași sistem se obține :

$$p(l, t) - p_0 + \omega v(l, t) = 2\omega\varphi(l - ct), \qquad (4)$$

care după introducerea expresiei (2) ia forma :

$$\frac{1}{b_0} \cdot \frac{\partial p(l, t)}{\partial t} + p(l, t) = p_0 + 2\omega\varphi(l - ct) \qquad (5)$$

în care :

$$b_0 = \frac{AE_0}{\omega V_0}$$

Dacă unda se formează, ca urmare a deschiderii organului de comandă, amplasat lîngă sursa de presiune constantă, atunci :

$$\varphi(l - ct) = \frac{\Delta p}{\omega}, \qquad (6)$$

care, înlocuit în (5), dă :

$$\frac{1}{b_0} \cdot \frac{\partial p(l, t)}{\partial t} + p(l, t) = p_0 + 2\Delta p \qquad (7)$$

Integrînd :

$$-b_0 t = \ln [p_0 + 2\Delta p - p(l, t)] + C$$

pentru : $t = 0$; $p(l, t) = p_0$

se determină constanta de integrare ;

$$C = -b_0\, 0 - \ln 2\Delta p \qquad (8)$$

sau :

$$p(l, t) = p_0 + 2\Delta p(1 - e^{-b_0(t-\theta)}) \qquad (9)$$

Expresia obținută arată că presiunea la capătul conductei (dinspre colector) ca și în colector (în spatele suprafeței de separare apă — aer), în cazul procesului de undă studiat, se modifică, după exponent, de la o valoare p în momentul apropierii undei de suprafața de separare aer — apă pînă la valoarea maximă determinată de egalitatea :

$$p(l, \infty) - p_0 = 2\Delta p \qquad (10)$$

în intervalul $t = \infty$; $t = \theta$ și este egală cu dublul căderii inițiale de presiune dintre sursa de alimentare și conductă.

Valoarea vitezei pe care o capătă fluidul în timpul procesului de reflecție a undei, la capătul conductei, este :

$$v(l, t) = \frac{2\Delta p}{\omega} \cdot e^{-b_0(t-\theta)} \qquad (11)$$

unde :

$\frac{\Delta p}{\omega} = v_d$ reprezintă expresia vitezei undei directe

deci :

$$v(l, t) = 2v_d \cdot e^{-b_0(t-\theta)} \qquad (12)$$

Din ultima expresie rezultă că, în momentul $t = \theta$ al apropierii undei de elementul elastic, viteza fluidului la capătul conductei (dinspre colector) ca și în colector (în spatele suprafeței de separare apă — aer) devine egală cu dublul vitezei în unda directă, după care scăderea vitezei se produce exponențial.

În mod analog se determină expresia vitezei și presiunii fluidului în frontul undei reflectate de la suprafața de separație apă — aer :

$$p_i(x, t) = p_0 - 2\Delta p \cdot e^{-b_0\left(t-\theta-\frac{l-x}{c}\right)} \qquad (13)$$

$$v_i(x, t) = -v_d\,(1 - 2e^{-b_0\left(t-\theta-\frac{l-x}{c}\right)}) \qquad (14)$$

Relațiile obținute permit studierea procesului de undă pentru valori limită ale volumului elastic (de aer) ; dacă apa pătrunde în colector, suprafața de separare apă — aer, As, se deplasează în sensul de mișcare al apei, făcînd ca volumul de aer din colector să scadă. Viteza de deplasare a suprafeței separatoare v_s este legată de viteza fluidului (apei) la capătul conductei, prin ecuația de continuitate :

$$v(l, t) = A_k\, v_s(t) \qquad (15)$$

unde :

$$A_k = \frac{A_s}{A}$$

Tabelul 1

Valorile presiunilor maxime la instalaţia hidraulică de deşunderizare, constatate în timpul experienţelor începînd din anul 1966 şi pînă în 30.07.1968**

Data efectuării experienţei	Poziţia traductorului fig. 2	Tipul traductorului	Manevrarea vanei de la	Presiunea, kgf/cm²*										Protecţia utilizată	Observaţii
				Val. max. la captorul					Val. minimă la captorul						
				1	2	3	4	5	1	2	3	4	5		
1	2	3	4	5					6					7	8
Nov., 1967	1, 2, 4, 5	Piezoelectric	Cutia de deşunderizare	120	—	—	25	—	55	—	—	50	—	—	—
			Caja degrosisoare	—	50	—	—	15	—	25	—	—	15	—	
Ianuarie 26—27, 1967	1, 2, 4	Piezoelectric	Cutia de deşunderizare	90	—	—	38	—	45	—	—	30	—	—	—
			Caja degrosisoare	90	120	—	50	—	60	80	—	25	—	—	
Decembrie 02.1967	1, 2	Tensometric	Cutia de deşunderizare	45	23	22	—	—	40	20	25	—	—	Cu by-pass fără amortizor hidro-pneumatic	—
			Caja degrosisoare	18	28	19	—	—	30	22	20	—	—		
Februarie 05., 1968	1, 2, 3	Tensometric	Cutia de deşunderizare	18	4	15	—	—	15	12	24	—	—	Cu by-pass fără amortizor hidro-pneumatic	—
			Caja degrosisoare	18	28	19	—	—	30	22	20	—	—		
			Caja finisoare	18	4	15	—	—	15	12	24	—	—		
			Caja degrosis. + caja finis.	20	15	26	—	—	29	24	24	—	—		
			Cutia de deşund. + caja degrosisoare	35	18	18	—	—	55	28	30	—	—		
			Cutia de deşunderizare + caja finisoare	48	28	30	—	—	25	20	20	—	—		
			Toate rampele de stropire funcţionînd simultan	70**	6	9	—	—	42	35	40	—	—		
Iulie 30., 1968	1, 2, 3	Tensometric	Cutia de deşunderizare	50	28	25	—	—	32	12	22	—	—	Cu by-pass fără amortizor hidro-pneumatic	—
			Caja degrosisoare	15	22	18	—	—	10	8	4	—	—		
			Caja finisoare	7	5	18	—	—	7	5	10	—	—		
	1, 2, 3	Tensometric	Cutia de deşunderizare	59	28	18	—	—	20	10	15	—	—	Cu by-pass şi amortizor hidro-pneumatic	—
			Caja degrosisoare	30	20	8	—	—	8	7	8	—	—		
			Caja finisoare	7	2	10	—	—	5	5	7	—	—		

* Presiunile minime şi maxime sînt date faţă de situaţia de regim dinaintea declanşării fenomenului, considerată ca valoare zero.
** A funcţionat numai o pompă în staţie şi prin deschiderea vanelor la toate cele trei rampe de stropire presiunea a scăzut foarte mult.

În starea inițială, cînd vana rapidă este închisă, suprafața de separare aer — apă este nemișcată, viteza apei în colector și în conductă este nulă, iar presiunea inițială va fi aceeași (p_0):

$$v(x, 0) = 0\,; \quad v_s = 0 \tag{16}$$

$$p(x, 0) = p_c = p_0 \tag{17}$$

La deschiderea vanei rapide apare o undă care se propagă spre colector și se reflectă de la suprafața de separație a celor două fluide. Înlocuind în ecuația a doua a sistemului (3) condiția la limită (15) se obține:

$$\Psi(l + ct) = \varphi(l - ct) - A_k v_s(t) \tag{18}$$

Folosind expresia obținută din prima ecuație (3) rezultă:

$$p(l, t) - p_0 = \omega[2\varphi(l - ct) - A_k v_s(t)] \tag{19}$$

În conformitate cu ** există:

$$\varphi(l - ct) = \frac{p_a(l, t) - p_0}{\omega}$$

Înlocuind relația (19) în relația (18) se obține:

$$p(l, t) - p_0 = 2[p_a(l, t) - p_0] - \omega A_k v_s(t) \tag{20}$$

Neglijînd pierderile hidraulice și schimbarea presiunii dinamice la locul racordării conductei cu colectorul, se poate considera că presiunea la capătul conductei este egală cu presiunea din colector $p_a(t)$:

$$p(l, t) = p_a(t) \tag{21}$$

Înlocuind această relație în formula (20), se obține o egalitate care exprimă legea schimbării presiunii în colector, în procesul reflexiei undei de la suprafața separatoare a celor două fluide:

$$p_a(t) - p_0 = 2[p_a(l, t) - p_0] - \omega A_k v_s(t) \tag{22}$$

Presiunea care provoacă deplasarea suprafeței de separație aer — apă este o funcție atît a presiunii undei directe, cît și a vitezei cu care această suprafață se deplasează.

Se consideră că începutul formării undei directe a avut loc în momentul $t = 0$; timpul de deplasare al undei în conductă este $\theta = l/c$, deci unda directă atinge suprafața de separație în momentul $t = \theta$. În acest caz, viteza de deplasare a suprafeței de separație este egală cu zero, $v_s(\theta) = 0$. Conform expresiei (22), presiunea lîngă suprafața de separație atinge valoarea determinată de egalitatea:

$$p_a(\theta) - p_0 = 2[p_a(l, \theta) - p_0] = 2\Delta p \tag{23}$$

Dacă, pentru cazul examinat, suprafața de separație a celor două fluide aer — apă este imobilă, ceea ce ar corespunde situației în care s-a pierdut perna de aer și colectorul ar fi plin cu apă, unda s-ar reflecta de la un perete fix (de la o suprafață imobilă). În această situație, condiția la limită constă în egalarea cu zero a vitezei fluidului $v(l, t) = 0$.

Din relațiile de mai sus, se pot determina formulele care se referă la cazul reflecției undei de la suprafața despărțitoare imobilă, cînd perna de aer a dispărut și colectorul este plin cu apă (suprafața separatoare confundîndu-se cu un perete de capăt al colectorului).

Înlocuind $v_s = 0$ în relația (20) se obține:

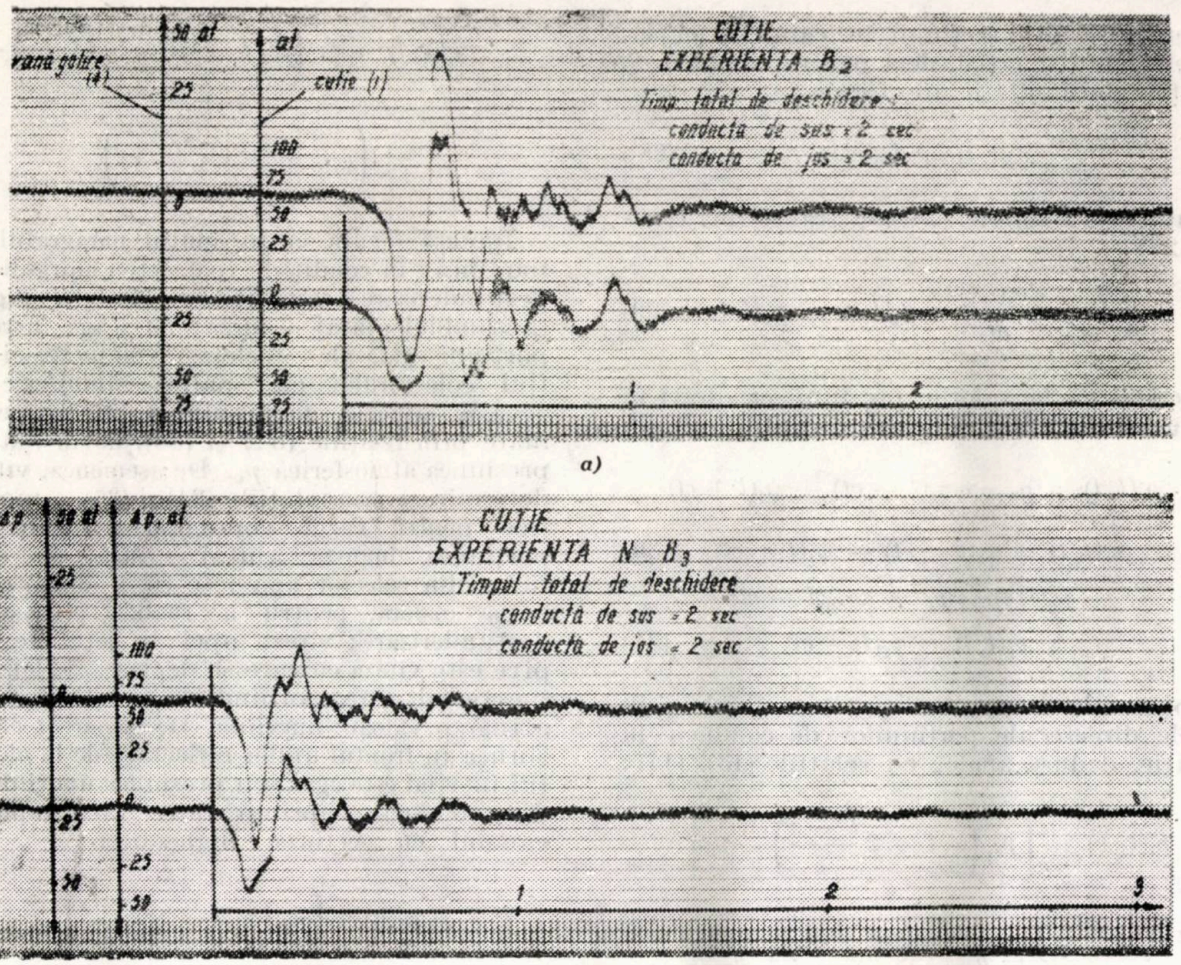
$$p(l, t) - p_0 = 2[p_a(l, t) - p_0] \tag{24}$$

În conformitate cu expresia obținută, rezultă că lîngă peretele despărțitor imobil se produce dublarea presiunii undei directe, excedentar față de presiunea inițială în conductă, ceea ce rezultă și din diagramele experiențelor efectuate (fig. 4, *a* și *b*).

În realitate colectorul rampei superioare de stropire umplut cu apă, după evacuarea aerului pătruns între două stropiri consecutive, nu reprezintă un perete continuu imobil, de care se izbește și se reflectă unda, ci un perete perforat, care comunică cu atmosfera printr-un număr oarecare de orificii (echivalent cu nr. duzelor). Duzele rampei de stropire, montate în colectorul acesteia, reprezintă zone de îngustare a conductei în care apa se află în stare de repaus (cazul rampei inferioare de stropire), înaintea fiecărei stropiri; apa are în aceste porțiuni de îngustare (duze) o inerție considerabilă. Considerînd secțiunea duzei ca o îngustare suficient de mică în comparație cu secțiunea conductei de alimentare, compresibilitatea fluidului în spațiul canalului poate fi neglijată, iar fluidul poate fi considerat dur. Această observație conduce la ideea că în mișcarea sa uniform accelerată, suprafața de separare apă—aer—existentă la un moment dat în rampa superioară de stropire — se izbește de suprafața colectorului în care sînt montate duzele de stropire ca de un perete fix; apa pătrunsă în duze reprezintă pentru moment (tranzitoriu) elemente cu inerție considerabilă, practic incompresibile, tot atît de tari și nemișcate ca și oțelul colectorului în care sînt montate duzele.

Dacă rampa superioară nu s-ar goli de apă, respectiv nu s-ar umple cu aer pe porțiunile de

** Expresia funcției arbitrare a undei directe dedusă din integrala generală a ecuațiilor lui Jukowsky (3').



a)

b)

Fig. 4. Variaţia presiunii din instalaţie la deschiderea vanei — măsurători pe instalaţia de desţunderizare : *a* — oscilograma obţinută la deschiderea vanei în intervale mari; *b* — oscilograma obţinută la deschiderea vanei la intervale mici

conductă cu ramuri descendente, atunci fenomenul de undă ar avea o altă înfăţişare ; acest lucru poate fi demonstrat prin studierea procesului de undă pe ramura care conduce la rampa inferioară de stropire, care între două desţunderizări consecutive rămîne plină cu apă.

Studiul reflexiei enunţate, în cazul rampei inferioare de stropire, porneşte de la următoarea ipoteză : un canal îngust (ansamblu ajutaj — duză) este montat în lungul colectorului, pe care-l împarte în două porţiuni caracterizate prin secţiuni egale, rezistente, de unde egale şi viteze de propagare a undelor egale ; spre a trece dintr-o porţiune în alta a conductei, apa este obligată să treacă prin canalul amintit, pentru care se va admite o porţiune de trecere A_i şi o lungime l_i. Canalul îngust, reprezentat de ansamblul duză — ajutaj, reprezintă o zonă de inerţie concentrată, caracterizată printr-o stare de inerţie considerabilă a apei. Dacă secţiunea canalului este destul de mică în comparaţie cu secţiunea colectorului, compresibilitatea apei în spaţele canalului (ajutaj — duză) poate fi neglijată, iar fluidul poate fi considerat element dur.

Condiţiile iniţiale ale problemei se reprezintă prin relaţiile :

$$p_1(x, 0) = p_2(x, 0) = p_0 \tag{25}$$

$$v_1(x, 0) = v_2(x, 0) = 0 \tag{26}$$

indicii 1 şi 2 reprezentînd cele două părţi ale conductei, despărţite de elementul inerţial.

Condiţiile la limită pentru începutul secţiunii în care este amplasat elementul inerţial pot fi reprezentate prin :

$$v_1(l, t) = v_2(l, t) \tag{27}$$

şi prin ecuaţia de mişcare a elementului inerţial :

$$M \frac{\mathrm{d}v}{\mathrm{d}t} = [p_1(l, t) - p_2(l, t)] A_i \tag{28}$$

unde v este viteza elementului inerţial.

Pentru sfîrșitul secțiunii în care este amplasat elementul inerțial, deci pentru conducta 2, ecuația continuității are forma :

$$v_2(l, t) = A_{ki}\, v(t) \qquad (28')$$

Cu ajutorul expresiei (28') se transformă ecuația (27) :

$$\frac{M}{A_{ki} A_i} \cdot \frac{dv_2(l,t)}{dt} = p_1(l, t) - p_2(l, t) \qquad (29)$$

Plecînd de la valorile presiunii și vitezei în secțiunile dinaintea și după elementul inerțial :

$$p_1(l, t) - p_0 = \omega \varphi_1(l - ct) + \psi_1(l + ct)$$

$$v_1(l, t) = \varphi_1(l - ct) - \psi_1(l + ct) \qquad (30)$$

$$p_2(l, t) - p_0 = \omega \varphi_2(l - ct)$$

$$v_2(l, t) = \varphi_2(l - ct) \qquad (31)$$

se obțin valorile presiunii și vitezei fluidului în undele directe ale porțiunilor de conducte în discuție, deduse analog cu relațiile (13), (14) :

$$p_i(t, x) = \left[p_{d_1}\left(x, t - 2\frac{l - x}{c}\right) - p_0\right] \cdot$$

$$\cdot e^{-2b_\omega\left(t - \theta - \frac{l-x}{c}\right)} - p_0 \; e^{-2b_\omega\left(t - \theta - \frac{l-x}{c}\right)} + p_0 \qquad (32)$$

$$v_i(x, t) = -v_{d_1}\left(x, t - 2\frac{l - x}{c}\right) \cdot e^{-2b_\omega\left(t - \theta - \frac{l-x}{c}\right)} \qquad (33)$$

$$p_2(x, t) = \omega \varphi_1\left[x - c\left(t - \frac{l - x}{c} - \frac{x - l}{c}\right)\right] \cdot$$

$$\cdot\left[1 - e^{-2b_\omega\left(t - \theta - \frac{x-l}{c}\right)}\right] + p_0 \qquad (34)$$

$$v_2(x, t) = \varphi_1\left[x - c\left(t - \frac{l - x}{c} - \frac{x - l}{c}\right)\right] \cdot$$

$$\cdot\left[1 - e^{-2b_\omega\left(t - \theta - \frac{x-l}{c}\right)}\right] \qquad (35)$$

și în frontul undei inverse din prima porțiune de conductă cuprinsă între vana rapidă și canalul îngustat (ajutaj—duză) :

$$p_{d_2}(x, t) = \left[p_{d_1}\left(x, t - \frac{l - x}{c}\right) - p_0\right] \cdot$$

$$\cdot\left(1 - e^{-2b_\omega\left(t - \theta - \frac{x-l}{c}\right)}\right) + p_0 \qquad (36)$$

$$v_{d_2}(x, t) = v_{d_1}\left(x, t - \frac{l - x}{c} - \frac{x - l}{c}\right) \cdot$$

$$\cdot\left(1 - e^{-2b_\omega\left(t - \theta - \frac{x-l}{c}\right)}\right) \qquad (37)$$

Ipoteza făcută la începutul paragrafului se modifică : în condițiile instalației hidraulice de desțunderizare canalul cu secțiune îngustă (ansamblul ajutaj – duză) nu leagă între ele porțiuni egale ale aceleiași conducte, ci spațiul colectorului cu spațiul atmosferic. În această situație, presiunile p_2 și p_{d_2}, exprimate prin relațiile (34) și (36), devin egale cu presiunea atmosferică p_0. De asemenea, vitezele determinate prin relațiile (34) și (36), caracteristice pentru cazul conductei 2 racordate la porțiunea îngustă ajutaj – duză, se modifică ; din colector apa iese (prin duză) direct în atmosferă, pentru a realiza procesul de desțunderizare ; viteza apei în jetul de stropire este viteza cu care se deplasează elementul inerțional, care, pornind de la valoarea zero, atinge o valoare maximă. De remarcat că presiunea în frontul undei reflectate de la elementul inerțial este egală cu presiunea undei directe din conducta cuprinsă între vana rapidă și canalul cu secțiune îngustată :

$$p_i(x, t) = \left[p_d\left(x, t - 2\frac{l - x}{c}\right) - \right.$$

$$\left. - {}_0 \cdot p\right] \cdot e^{-2b_0\left(t - \theta - \frac{l-x}{c}\right)} + p_0, \qquad (38)$$

spre deosebire de valoarea presiunii undei reflectate în rampa superioară de stropire, care reprezintă o dublare a presiunii undei directe (24).

Legea de mișcare a elementului inerțial, în cazul procesului de undă, se deduce pornind de la (28), rezultînd :

$$v(t) = \frac{1}{A_{ki}} v_d(l, t)(1 - e^{-2b\omega(t - \theta)}) \qquad (39)$$

de unde, prin înlocuirea lui v_d cu valoarea lui dată de (37), rezultă :

$$v(t) = \frac{1}{A_{ki}} v_d(l, t)\,(1 - e^{-2b\omega(t-\theta)}) \qquad (40)$$

Deci viteza elementului inerțial se modifică de la zero, în momentul apariției undei, pînă la valoarea maximă $v_d(l, t) : A_{ki}$ pentru $t = \infty$. Mărimea exponentului care caracterizează modificarea presiunii și vitezei fluidului dincolo de fronturile undelor directă și inversă, formate lîngă elementul de inerție, precum și modifi-

carea vitezei elementului de inerţie se determină prin parametrul :

$$b_\omega = \frac{\omega A_{k_i} A_i}{M}$$

Acţiunea ansamblului ajutaj—duză, care reprezintă un orificiu cu secţiune echivalentă, considerabil mai mică decît diametrul de trecere al conductei principale, pe lîngă influenţa rezistenţei hidraulice locale, poate fi explicată şi prin proprietăţile de inerţie ale fluidului din canalul considerat. La o îngustare suficientă a canalului, în comparaţie cu secţiunea conductei, compresibilitatea fluidului în spaţiul canalului poate fi neglijată şi fluidul poate fi considerat element dur.

Starea de inerţie a elementului studiat se determină prin masa fluidului, existentă în canal, egală cu :

$$M = \rho_0 l' A_i \qquad (41)$$

unde l' este lungimea canalului ; A_i — suprafaţa de trecere a canalului.

Coeficientul de amortizare reprezentat prin exponentul lui e, exprimat în relaţiile determinate mai sus, are forma :

$$2b_\omega = \frac{2\omega A_{k_i} A_i}{M} = \frac{2c A_{k_i}}{l'} \qquad (42)$$

Înlocuind expresia (42) în relaţiile obţinute mai sus, se obţin expresiile care definesc procesul de undă în cazul trecerii undei prin secţiunea îngustată a canalului determinat de ansamblul ajutaj — duză. În acest caz, are loc o aplatizare a frontului undei, datorită căreia şocul se atenuează. Din relaţia (42) se vede cum creşte viteza de difuzare a undei în magistrală şi cum micşorarea canalului contribuie la creşterea vitezei de amortizare a exponentului care determină forma undei.

Comparînd parametrii undelor reflectate de la rampa superioară şi de la rampa inferioară de stropire, se poate constata :

a) În cazul rampei superioare de stropire, suprafaţa de separaţie a celor două medii apă — aer (oglinda apei) este împinsă către duze cu o viteză uniform accelerată; la capătul cursei această suprafaţă (de separaţie) întîlneşte peretele final al colectorului şi se opreşte brusc ($v_s = 0$) — în momentul cînd perna de aer a dispărut prin duze şi colectorul este plin cu apă ; în acel moment,aşa cum rezultă din expresia (24), lîngă peretele despărţitor (imobil) la capătul colectorului se produce dublarea presiunii undei directe, excedentar faţă de presiunea iniţială în conductă (ceea ce rezultă şi din diagramele măsurătorilor efectuate).

b) În cazul colectorului inferior (plin cu apă, fără zonă de aer), presiunea frontului undei directe de la duză (al cărui conţinut — dop — de apă este considerat incompresibil — element cu inerţia considerabilă) este egală cu expresia (38) ; rezultatele obţinute pe căi analitice sînt confirmate de oscilogramele obţinute cu ocazia măsurătorilor pe instalaţie. Fenomenul se observă şi la colectorul superior, dacă desţunderizările se fac la intervale scurte, atunci cînd acestea nu se golesc de apă, între două stropiri consecutive.

c) Din observaţiile efectuate rezultă la punctele *a* şi *b* că, spre a evita dublarea undei de şoc, care se produce în colectorul undei superioare (care se goleşte de apă şi se umple cu aer între două stropiri consecutive) şi spre a menţine nedublată presiunea undei reflectate, aşa cum rezultă ea din reflexia în colectorul inferior al rampei de desţunderizare, trebuie să se creeze în colectorul superior condiţiile de lucru existente în colectorul inferior ; colectorul rampei superioare de desţunderizare va trebui, printr-un procedeu oarecare, menţinut tot timpul plin cu apă.

BIBLIOGRAFIE

[1] A l l i e v i, L. *Teoria generale del moto perturbato dell acqua nei tubi in pressione.* Ann. Soc. Ing. Arch. Italiani, Milano, 1903.

[2] C i o c, D. *Contribuţii la calculul mişcării nepermanente în conducte şi la teoria sonicităţii cu aplicare la pompajul sonic.* Bucureşti, I.S.C.H., 1968,

[3] R ă d u l e s c u, C. şi P i ţ i g o i, B. *Analiza factorilor fizici determinanţi care stau la baza desţunderizării hidraulice,* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 7, 1972.

[4] P i ţ i g o i, B. *Studiul loviturii de berbec şi reţelele de conducte de înaltă presiune.* Teză de doctorat — Institutul politehnic Bucureşti, 1973.

[5] P i ţ i g o i, B. *Vibraţii cauzate de curgerea fluidelor în regim nepermanent prin conducte de înaltă presiune.* Comunicare la simpozionul IAHR/IUATM, Karlsruhe, R.F.G., 1979, 3—8 septembrie.

[6] P i ţ i g o i, B. *Fenomene tranzitorii în acţionarea mecanismelor hidraulice din metalurgie. I. Cuptorul cu vatră păşitoare.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1984, p. 23.

Influenţa factorilor structurali asupra caracteristicilor mecanice ale oţelului sudabil 13 CrMo4.4 folosit în petrochimie

Dr. ing. D.R. Pascu şi fiz. Mihaela Pascu
Institutul de sudură şi încercări de materiale — Timişoara

CZ : 669.14.018.62 : 539.4/.5

Pe plan mondial, oţelurile slab aliate sudabile s-au dezvoltat pe ideea păstrării conţinutului de carbon scăzut pentru a nu dăuna sudării şi a introduce elemente de aliere ce măresc însuşirile de rezistenţă fără a diminua plasticitatea lor. Oţelurile slab aliate sudabile de tip Cr-Mo ($R_{p0,2} > 270$ N/mm², kV > 27 J) sînt folosite tot mai mult în construcţia componentelor centralelor nuclearo-electrice (*CNE*) şi la recipienţii de stocare a produselor petroliere. Aceste oţeluri trebuie să prezinte structură metalurgică stabilă şi proprietăţi mecanice la valori acceptabile pe lungi perioade de timp [1].

Cu această imagine generală asupra condiţiilor ce trebuie îndeplinite, în decursul anilor 1975—1982 s-a confirmat buna comportare în exploatare a oţelurilor slab aliate Cr-Mo în stare normalizată (*N*).

Oţelul investigat

Oţelul 13CrMo4.4 face parte din grupa oţelurilor slab aliate Cr-Mo, cu compoziţia chimică : 0,18% C, 0,62% Mn, 0,25% Si, 0,02% P = =S, 0,77% Cr, 0,47% Mo, 0,02% V, şi cu caracteristicile mecanice : $R_{p0,2}$ = 275 N/mm², R_m = = 720 N/mm², A_5 = 22%, Z = 76%, KV = = 174 J la +20°C şi duritatea HV 5 = 152.

Structura oţelului 13CrMo 4.4 în stare normalizată este feritoperlitică cu carburi de Cr, Mo (fig. 1,2) [2].

Alierea oţelului cu Mo produce o semnificativă creştere a rezistenţei la cald (Rm_c), dar se reduce ductilitatea la rupere. Influenţa cromului (Cr) la acest oţel este complexă şi nu satisfăcător clarificată, el determină o îmbunătăţire a Rmc, dar în prezenţa molibdenului se produce o scădere a rezistenţei la cald.

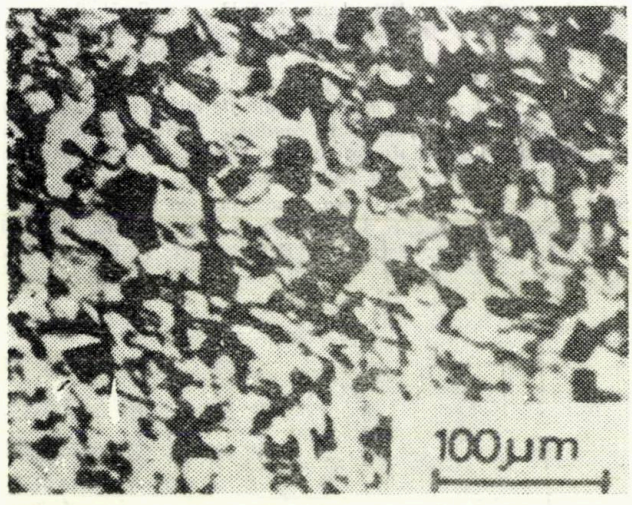


Fig. 1. Oţel 13CrMo 4.4. Atac Nital 2%

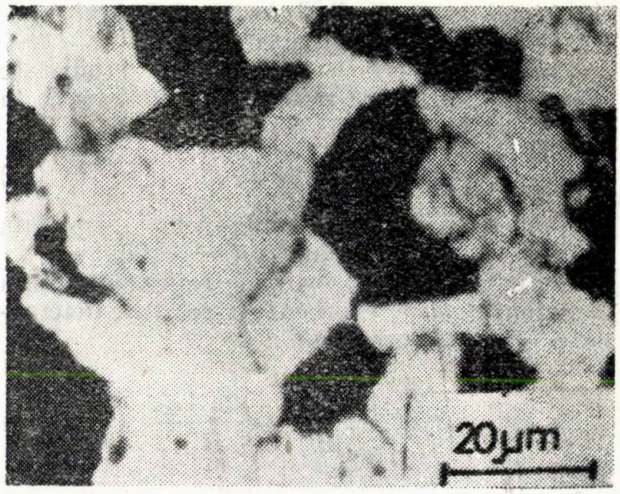


Fig. 2. Oţel 13CrMo 4.4. Atac Nital 2%

Programul experimental

În vederea determinării caracterisicilor mecanice şi structurale ale zonelor caracteristice îmbinărilor sudate realizate din oţel 13CrMo 4.4, s-au sudat cap la cap plăci de grosimi egale de 50 mm care au fost studiate în variantele :

— varianta nedetensionată — SU ;

— varianta detensionată postsudare ($TD1$ = = 550°C/2 h) — $SU + TD1$;

— varianta detensionată postsudare ($TD2$ = = 600°C/2 h) — $SU + TD2$.

Tratamentele termice de detensionare postsudare au fost prescrise de IIS/IIW — ISO/TC 11/3C şi s-au executat într-un cuptor electric tip cameră, la care temperatura s-a menţinut în limitele ± 10°C.

Cercetarea metalografică şi sclerometrică

Analizarea zonei influenţate termic — ZIT

a) Varianta SU

Structurile ZIT-ului sînt perlitoferice cu urme de bainită superioară cu ferită aciculară şi în reţea, carburile de Cr, Mo fiind dizolvate în mare parte în ferită ; duritatea variază între 287 şi 295 HV 5 (fig. 3, *a*, 4).

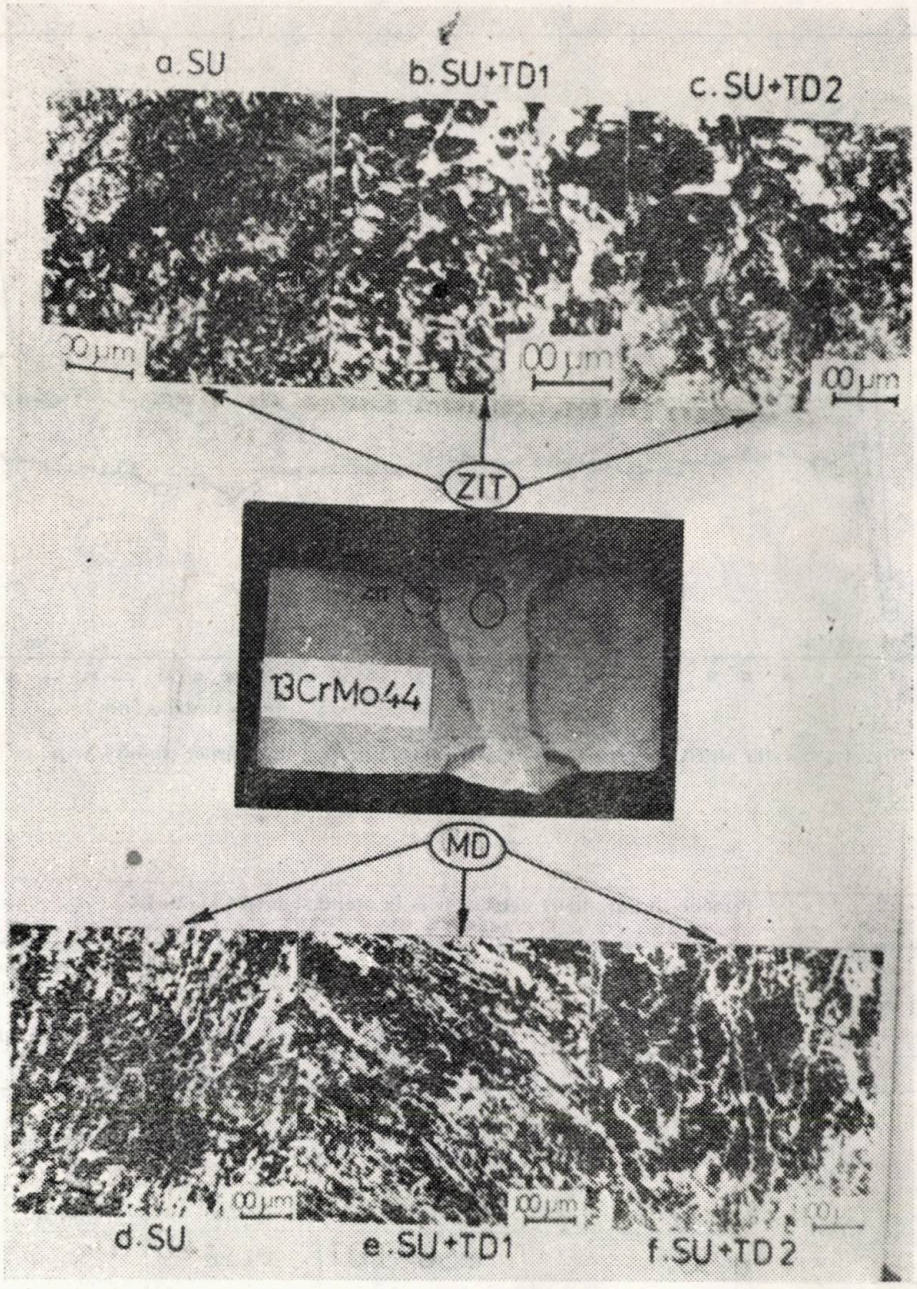


Fig. 3. Structurile caracteristice oţelului 13CrMo 4.4

b) Varianta $SU + TD1$

Structurile evidenţiate la oţelul studiat sînt feritoperlitice cu carburi de Cr, Mo, plasate inter-intragranular, a căror duritate nu depăşeşte valoarea de 220 *HV* 5 (fig. 3, *b*, 4).

c) Varianta $SU + TD2$

Structurile decelate apar de tip feritoperlitic cu carburile de Cr, Mo, plasate preferenţial pe limitele de grăunţi, duritatea maximă fiind de 200 *HV* 5 (fig. 3, *c*, 4).

A n a l i z a r e a m e t a l u l u i d e p u s

Structurile decelate sînt perlitosorbitice cu plaje feritice şi cu carburi de Cr, Mo, iar dendritele sînt alungite pe direcţia fluxului termic pentru toate variantele SU, $SU + TD1$, $SU + TD2$ (fig. *3*, *d*, *e*, *f*). Duritatea metalului depus are valori cuprinse între 185 şi 248 *HV* 5 (fig. 4).

Cercetarea stereometrică a constituenţilor structurali şi ai fazelor dure din zona influenţată termic

Analiza stereometrică, efectuată pe analizorul automat de faze Epiquant [3], a determinat o serie de parametri stereometrici (cantitativi), dar s-au reţinut numai cei ce prezentau o importanţă deosebită în testarea influenţei tratamen-

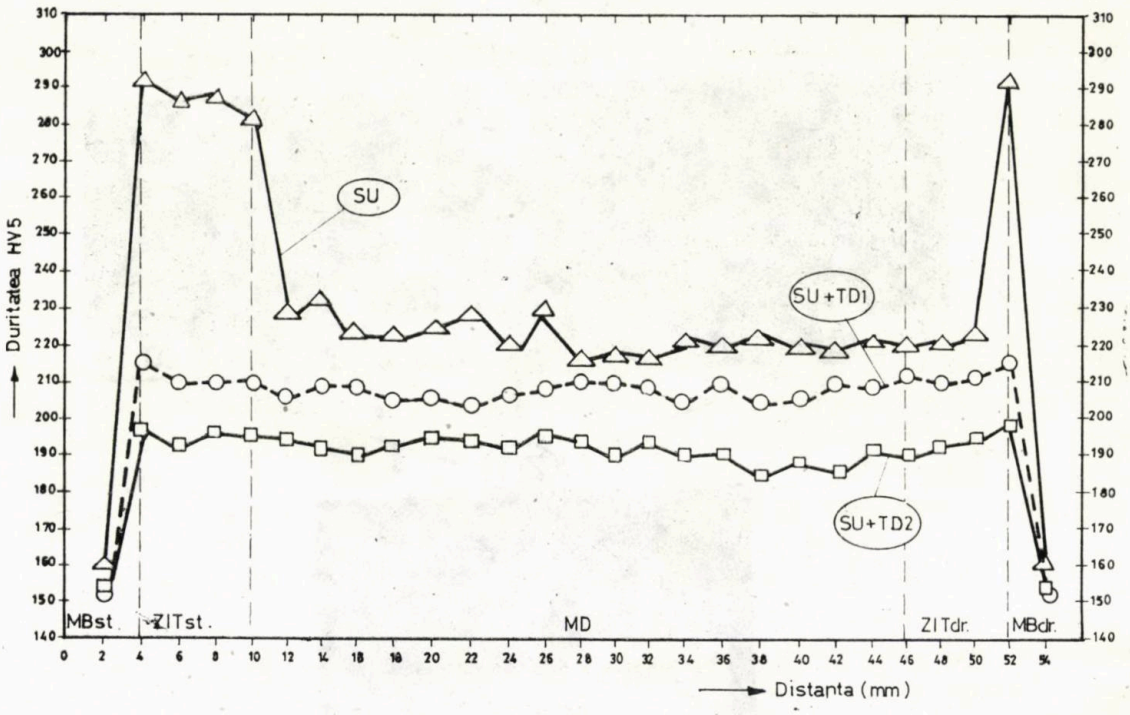


Fig. 4. Variația durității *HV* 5 pe zonele caracteristice îmbinărilor sudate cap la cap

Tabelul 1

Principalii parametri stereometrici la oțelul sudabil 13 CrMo4.4

Subzona *ZIT*	Varianta	Constituenți structurali *	Conținutul global în procente		Dimensiunea medie a particulelor $\bar{d}$, μm	
			valoare medie	σ**	valoarea medie	σ**
0	1	2	3	4	5	6
Subzona de supraîncălzire	*SU*	*Pe+k+B*	62,16	0,856	53,19	4,320
		$Fe_{acic.}$	37,84	0,328	88,73	8,566
	SU+TD1	*Pe+k*	71,11	1,009	30,56	2,900
		$Fe_{acic.}$	28,89	0,292	80,16	7,839
	SU+TD2	*Pe+k*	62,23	0,817	34,63	3,528
		$Fe_{acic.}$	37,77	0,424	60,11	3,995
Subzona de normalizare	*SU*	*Pe+k*	53,37	0,656	8,11	1,126
		Fe	46,63	0,566	8,03	1,105
	SU+TD1	*Pe+k*	48,82	0,427	8,22	1,22
		Fe	51,18	0,669	8,09	1,200
	SU+TD2	*Pe+k*	50,13	0,551	7,73	1,100
		Fe	49,87	0,593	8,03	1,203

* *Pe* — perlită
B — bainită superioară
Fe_{acic_2} — ferită aciculară
Fe — ferită
k — carburi
σ** — abaterea medie pătratică

telor de detensionare (*TD*1, *TD*2) asupra modificărilor structurale și anume :

— conținutul global de constituenți în procente notat cu *Cg*;

— dimensiunea medie a particulelor sau grăunților în micrometri (μm) notat cu $\bar{d}$.

Valorile experimentale obținute pe subzonele zonei influențate termic în cele trei variante analizate sînt prezentate în tabelul 1.

Tratamentele termice de detensionare au o acțiune puternică asupra parametrilor stereometrici ai feritei, astfel în subzona de supraîncălzire granulația medie a feritei scade de la 88,73 la 80,16 μm în varianta *SU* + *TD*1 și la 34,63 în varianta *SU* + *TD*2, pe cînd scăderea granulației perlitei este mai mică, de la 53,18 μm la 34,63 μm.

În subzona de normalizare granulația feritei și a perlitei nu prezintă modificări semnificative, ea fiind în jurul a 8 μm.

Analiza interrelațiilor stabilite $C_{Fe} = f(\bar{d}_{Fe})$ și $C_{Pe+k} = f(\bar{d}_{Pe+k})$ (fig. 5) atestă nivelul corespunzător de dependență a caracteristicilor structurale, indicii de corelație a regresiilor liniare variază între 0,85 și 0,90.

Încercările de tenacitate dinamică și analizele microfractografice [2]

Încercarea de încovoiere prin șoc (*KV*)

Epruvetele pentru încercarea de încovoiere prin șoc s-au prelevat din îmbinările sudate cap la cap avînd canalul plasat în ZIT și MD forma crestăturii s-a ales în „V". Parametrul temperaturii de încercare s-a stabilit la valorile +20°C, 0°C, −20°C și −40°C.

a) În zona influențată termic (*ZIT* la −40°C)

În varianta *SU*, energiile maxime de rupere au fost cuprinse între 14 și 18 J, în varianta *SU* + *TD*1, între 29 și 31,5 J și în varianta *SU* + *TD*2 peste 80 J (fig. 6).

Energiile de rupere *KV* ale *ZIT*-ului, determinate la −40°C, sînt foarte scăzute în cazul variației sudate (*SU*), cresc cu 85% în urma aplicării tratamentului *TD*1, și devin de patru ori mai mari în cazul variantei *SU* + *TD*2, atestînd în acest caz o îmbunătățire a tenacității *ZIT*-ului prin detensionare termică.

Examinările microfractografice ale secțiunilor de rupere din *ZIT* au pus în evidență tipuri de rupere fragilă în varianta sudată (*SU*) (fig. 7, 8) și ruperi ductile în variantele *SU* + *TD*1 și *SU* + *TD*2 (fig. 9).

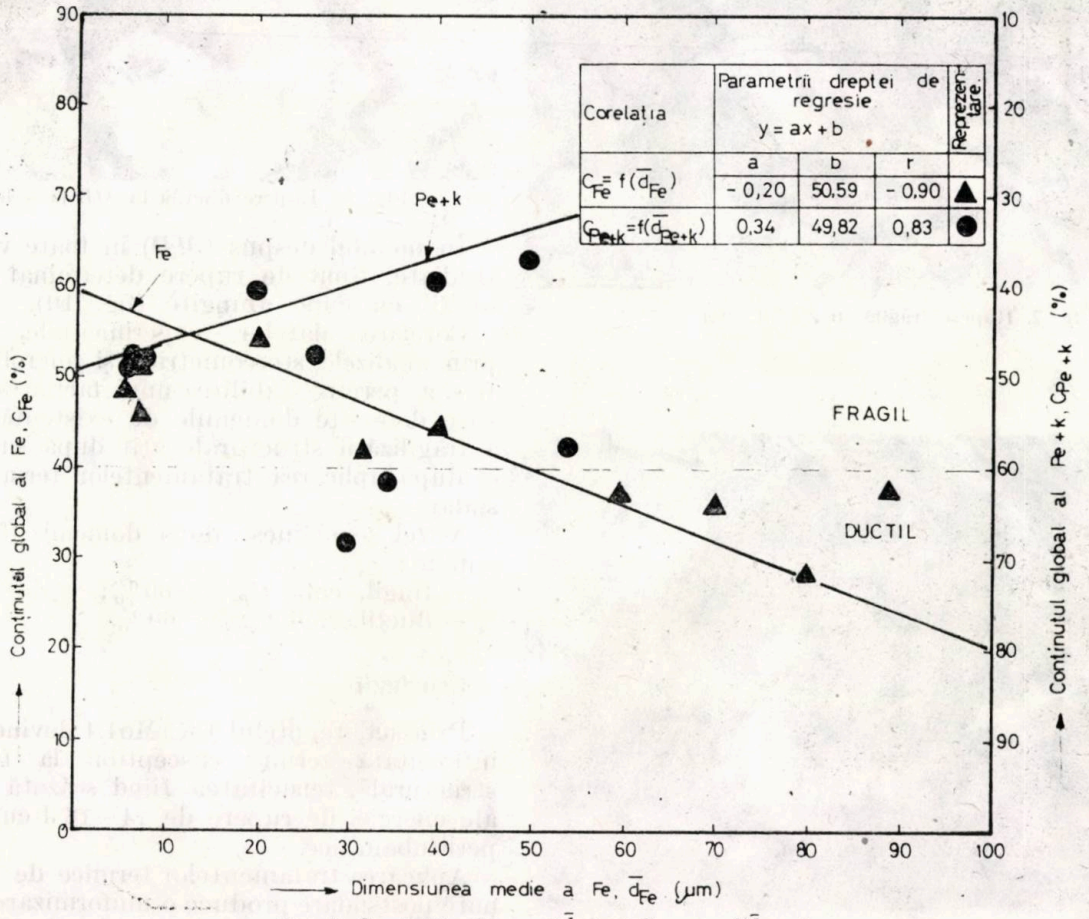


Fig. 5. Corelațiile $C_{Fe} = f(\bar{d}_{Fe})$ și $C_{Pe+k} = f(\bar{d}_{Pe+k})$

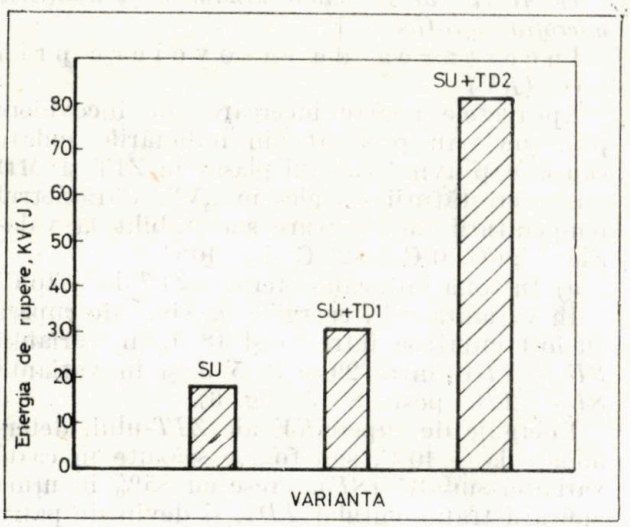


Fig. 6. Creşterea tenacităţii pe variante

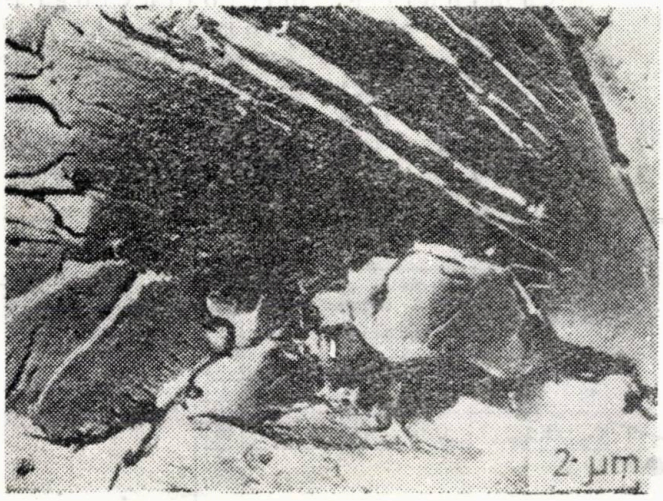


Fig. 7. Rupere fragilă în *ZIT* la —40°C

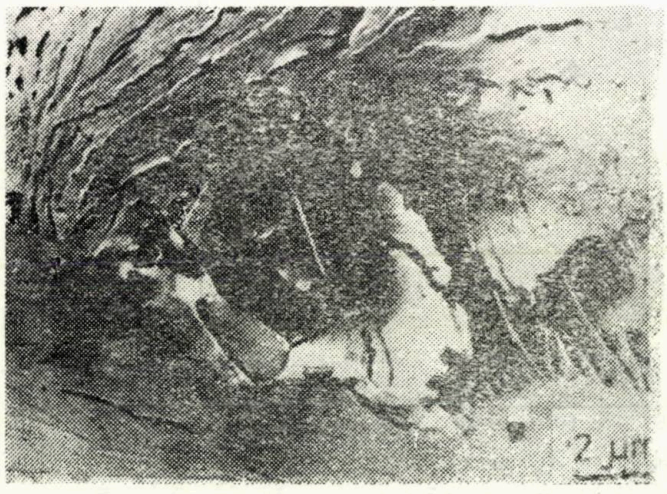


Fig. 8. Rupere fragilă în *ZIT* la +20°C

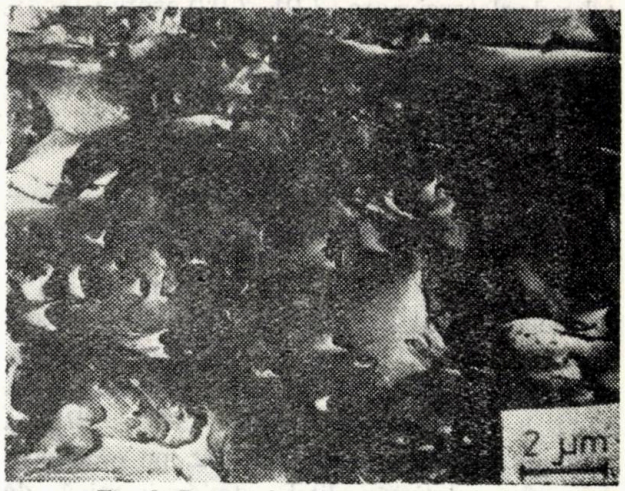


Fig. 9. Rupere ductilă în *ZIT* la —40°C

Fig. 10. Rupere ductilă în *MD* la —40°C

În metalul despus (*MD*) în toate variantele studiate, tipul de rupere determinat este cel ductil cu cupe alungite (fig. 10).

Corelarea datelor experimentale, obţinute prin analizele stereometrice şi microfractografice, a permis stabilirea unui factor structural care defineşte domeniile de existenţă posibilă a fragilizării structurale atît după sudare, cît şi după aplicarea tratamentelor termice postsudare.

Astfel se definesc două domenii (fig. 5), şi anume :

— fragil, cînd $C_{Pe+k} \geqslant 60\%$;
— ductil, cînd $C_{Pe+k} < 60\%$.

Concluzii

Prin sudare, oţelul 13CrMo4.4 devine în zona influenţată termic susceptibil la fragilizare structurală, tenacitatea fiind scăzută la valori ale energiei de rupere de 14—18 J cu structuri perlitobainitice.

Aplicarea tratamentelor termice de detensionare postsudare produce o uniformizare a structurilor, reduce nivelul durităţilor şi ridică tena-

citatea, fiind oportune în îmbinătățirea structurii zonelor caracteristice îmbinărilor sudate (*MB*, *ZIT*, *MD*).

Corelarea parametrilor stereometrici cu rezultatele analizelor microfractografice permite stabilirea domeniilor de fragilizare structurală, prin definirea limitelor cantitative ale acestor domenii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Prnka, T. *Czechoslovak Joint Symposion on Mettalurgical Problems of Nuclear Power Equipment Production*. Japonia, Tokio, 1—2 martie, 1977.

[2] Pascu, D. R. *Influența factorilor structurali asupra caracteristicilor tehnologice și proprietăților mecanice ale oțelului slab aliat pentru construcții sudate supus tratamentelor termice postsudare*. Institutul politehnic — București, teză de doctorat, 1983.

[3] Pargeter, R. J. *Quantification of ferritic weld metal microstructures results of two intenational exercises, Doc.* IIS/IIW—IX J 37—1980, Paris.

[4] Pascu, D. R. *Metodă stereometrică pentru estimarea fragilizării structurale prin tratamente termice de detensionare postsudare la oțelurile slab aliate*. Brevet R.S.R. nr. 110. 358/1983.

DOCUMENTARE

Controlul nivelului metalului la turnarea continuă

Firma SERT a dezvoltat senzori optoelectronici pentru determinarea exactă și sigură a nivelului oțelului lichid în cristalizorul instalațiilor de turnare continuă. Senzorii pot fi utilizați fie pentru controlul automat al vitezei fluxului de la distribuitor la cristalizor cu utilizarea tijelor pentru astuparea orificiului de evacuare a distribuitorului sau a ajutajelor de închidere cu sertar de la canalul de turnare, fie pentru a controla viteza de turnare cînd se utilizează ajutaje de măsurare. S-au pus la punct două tipuri de senzori : tipul BP 2 pentru operații de turnare care utilizează turnarea cu jet deschis și tipul BP 3, pentru turnarea cu ajutaj imersat cu prafuri de turnare.

Senzorul BP 2 se bazează pe detectarea radiațiilor infraroșii reflectate de la suprafața oțelului din cristalizor. Sistemul de reglare constă din următoarele componente : un senzor orientat înspre cristalizor, care poate fi ușor retras pentru întreținere ; o instalație electronică aflată într-un tablou de control pentru detectare, prelucrare și reglare ; o instalație cu conexiune inversă amplasată în tabloul pentru comanda mașinii de turnare. Sistemul este complet independent de mașina de turnare continuă și poate fi utilizat pe orice tip de mașină, indiferent de secțiunea semifabricatului sau de profilul cristalizorului. Dacă este necesar, turnarea poate fi începută și terminată automat. Timpul de răspuns al sistemului este foarte rapid, 0,1 s.

În cazul sistemului de control BP 2 se pot utiliza diverse sisteme de reglare în funcție de condiția de control necesară. Nivelul cristalizorului poate fi controlat prin reglarea vitezei de extragere a semifabricatului turnat sau a vitezei fluxului de metal de la distribuitor. O altă posibilitate ar fi cea a menținerii în mod simultan a vitezei de turnare și a nivelului din cristalizor în intervalele prestabilite.

Senzorul BP 3 pentru înregistrarea nivelului metalului cu ajutaj imersat și prafuri de turnare este similar în principiu cu senzorul BP 2, cu excepția faptului că se folosește o sursă de lumină auxiliară (vapori de mercur sau laser).

Senzorii sînt comercializați de firma F. R. Industries Pittsburg, Pa.

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 3, 1983, p. 29*)

Nou sistem cu laser pentru controlul căptușelii de uzură a oalelor de turnare a oțelului

Procedeul de utilizare a oalelor de turnnare a oțelului ca reactoare pentru procesele metalurgice se aplică din ce în ce mai frecvent. Această metalurgie în oală conduce însă la solicitări foarte mari ale căptușelii oalei de turnare. Cauzele principale sînt reacțiile chimice, temperaturile ridicate ale oțelului, perioadele mai lungi ale proceselor și uzura mecanică.

Firma AGA Geotronics AB, Danderyd (Suedia), a dezvoltat un sistem pe bază laser prin care se măsoară, se înregistrează și se calculează grosimea remanentă a căptușelii de uzură din oalele de turnare a oțelului. Forma și deformațiile fiecărei oale de turnare în parte sînt înmagazinate într-un computer. Aceste date sînt luate în considerare apoi la calcularea valorilor măsurate.

Rezultatul măsurării se prezintă imediat sub forma unei înregistrări numerice sau a unui profil reprezentat grafic al grosimii remanente. Deoarece în cadrul reprezentării valorilor măsurate prin acest sistem se proiectează automat și profilul unei măsurări executate anterior, căptușeala de uzură poate fi controlată pe parcursul exploatării, de la șarjă la șarjă.

Noul sistem cu laser IMS 1100 constituie o dezvoltare a echipamentului destinat controlului căptușelii de uzură a convertizoarelor cu insuflare de oxigen, IMS 1600. Un control permanent al căptușelii de uzură cu IMS 1100 oferă următoarele posibilități de îmbunătățire :

— reducerea cheltuielilor pentru căptușeală ;
— căptușirea optimă prin utilizarea diferitelor materiale refractare ;
— o siguranță mai mare ;
— o planificare îmbunătățită a producției și a căptușirii ;
— constatarea rapidă a modului în care diferiții parametri de proces acționează asupra căptușelii de uzură.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 20, 1984, p. 1030*)

Cel mai mare cilindru de laminor fabricat în Franța

Cel mai mare cilindru de laminor fabricat vreodată în Franța a ieșit din atelierele Chavanne Kétin (filiala societății Usinar) situate la Berlaimont (Nord).

Acesta are 8 m lungime și cîntărește 100 t, fiind destinat unui laminor de table groase instalat în Finlanda.

Acest cilindru de susținere pentru o cajă cuarto reversibilă este fabricat din oțel turnat-bimetal : un tip de oțel pentru partea exterioară a cilindrului și un altul pentru mijlocul cilindrului.

Au fost necesare 200 t oțel lichid de la șase cuptoare electrice pentru obținerea unei piese turnate brute de 130 t.

În vederea obținerii performanțelor de calitate cerute, cilindrul a fost supus unui tratament termic complex, de peste trei luni.

Pentru a pătrunde pe această nouă piață de cilindri mari, uzina de la Berlaimont a achiziționat anul trecut instalații corespunzătoare pentru întreținere, tratament termic și prelucrare.

(În : *Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 6, 1984, p. 545*)

Oboseala termică a fontelor cu grafit lamelar ne/sau modificat, vermicular și nodular (II)

Ing. L. Dinescu, C. Crăciunescu, K. Haltrich și sing. Florica Constantiu
I.C.S.I.T.P.S.C. — București

CZ : 669.13 : 539.431

Comportarea la șoc termic

La unele aplicați industriale, cum ar fi cazul lingotierelor, condițiile de solicitare la șoc termic sînt foarte severe. Măsurătorile [1] au arătat că temperatura la suprafața de separație lingotieră/lingou atinge valoarea de 800—970°C, diferențele de temperatură între suprafețele interioare și exterioare, între colțuri și centrul suprafețelor, pot să depășească 300°C. La alegerea condițiilor de experimentare s-a avut în vedere acest mod de solicitare.

Determinările de rezistență la șoc termic au constat în încălzirea cuptorului la 900 ± 10°C, introducerea probelor în cuptor, cu menținere la această temperatură timp de 30 min. Răcirea s-a făcut în apă, avînd grijă ca fiecare probă să se răcească cu aceeași viteză.

Introducerea probelor în cuptor s-a făcut în aceleași condiții ca în cazul experimentărilor de la oxidare.

Probele supuse la șoc termic au fost turnate din fontă cu grafit lamelar nemodificat și modificat, din fontă cu grafit vermicular și nodular.

Caracteristicile structurale și mecanice ale fontelor s-au prezentat în prima parte a lucrării în tabelul 1, iar compoziția chimică în tabelul 2.

După fiecare ciclu termic probele au fost pregătite și examinate metalografic, urmărindu-se atît modul de inițiere a microfisurilor, cît și modul de dezvoltare a acestora în condiții structurale diferite.

La probele din fontă cu grafit lamelar ne/sau modificat, primele microfisuri au fost observate la vîrful separărilor de grafit, situate la marginea probelor, cu tendință de dezvoltare în lungul lamelelor, zonă cu concentrări maxime de tensiune.

În cazul șarjelor de fontă cu grafit vermicular, apariția primelor microfisuri a depins atît de gradul de compactitate al grafitului (proporția de grafit nodular din structură), cît și de proporția de ferită. Fontele cu grafit vermicular cu structură feritoperlitică, nealiate cu siliciu, au prezentat o tendință mai pronunțată la apariția microfisurilor, față de cele aliate cu 3,51% Si. Creșterea cu 27% a separărilor de grafit nodular în structura fontelor vermiculare aliate cu siliciu a condus la micșorarea tendinței de fisurare. Această comportare poate fi atribuită îmbunătățirii caracteristicilor mecanice.

La fontele cu grafit nodular, la începutul solicitării la șoc termic microfisurile apar izolat, radial pe separările de grafit nodular.

În figura 1 sînt prezentate microfisurile la suprafața probelor după zece solicitări la șoc termic.

Se constată că atît grosimea stratului de oxid (250 μm), cît și lungimea microfisurii (800 μm) nu au valori diferite în cazul fontelor cu grafit lamelar ne/sau modificat. Se remarcă totuși că în cazul fontelor cu grafit lamelar nemodificat, lățimea microfisurilor este mai pronunțată și cu tendință de ramificare.

Fontele cu grafit vermicular nealiate cu siliciu au grosimea stratului de oxid de 100 μm și lungimea microfisurilor de 600 μm (fig. 1, *d*).

Alierea cu 3,51 % Si a condus la micșorarea atît a grosimii stratului de oxid (50 μm), cît și a lungimii microfisurilor (150 μm). Creșterea proporției de grafit nodular în structura acestor șarje micșorează tendința de propagare a microfisurilor, lungimea lor fiind de 150 μm (fig. 1, *c* — *e*).

Fontele cu grafit nodular se pare că după zece cicluri de șoc termic nu prezintă microfisuri la suprafața probei.

Zonele din centrul termic al pieselor turnate din fontă cu grafit nodular pot conține însă micro-și macroretasuri, porozități sau grafit punctiform.

O analiză detaliată a rolului important pe care îl joacă aceste zone în comportarea la șoc termic a fontelor a fost efectuată de [1], [2].

Prezența acestor defecte la șarjele de fontă cu grafit nodular a condus la oxidări locale avansate cu formare de microfisuri care unesc aceste zone cu marginea probelor (fig. 1, *g*).

Numărul și mărimea microfisurilor cresc odată cu solicitarea la șoc termic, dezvoltarea acestora depinzînd de tipul fontei.

La fontele cu grafit lamelar ne/sau modificat după 20 de cicluri termice, pe suprafața pregătită în vederea examinării metalografice au apărut fisuri superficiale de dimensiuni mici, ce nu străbăteau întreaga suprafață.

În momentul cînd fisurile au străbătut întreaga suprafață a probelor pe toată grosimea, acestea au fost scoase din circuit. În felul acesta probele din fontă cu grafit lamelar modificat au rezistat la 79 de cicluri.

După 87 cicluri termice, probele de fontă cu grafit lamelar au ieșit din competiție din cauza spargerii accidentale.

Probele din fontă cu grafit vermicular nealiate au rezistat 127 cicluri, iar cele aliate cu 3,51% Si, cu 3 cicluri mai mult. Fonta cu grafit nodular nu s-a detașat semnificativ, probele rezistînd 132 cicluri termice.

Cele mai bune rezultate s-au obținut în cazul fontelor cu 55% grafit vermicular aliate cu 3,51 %

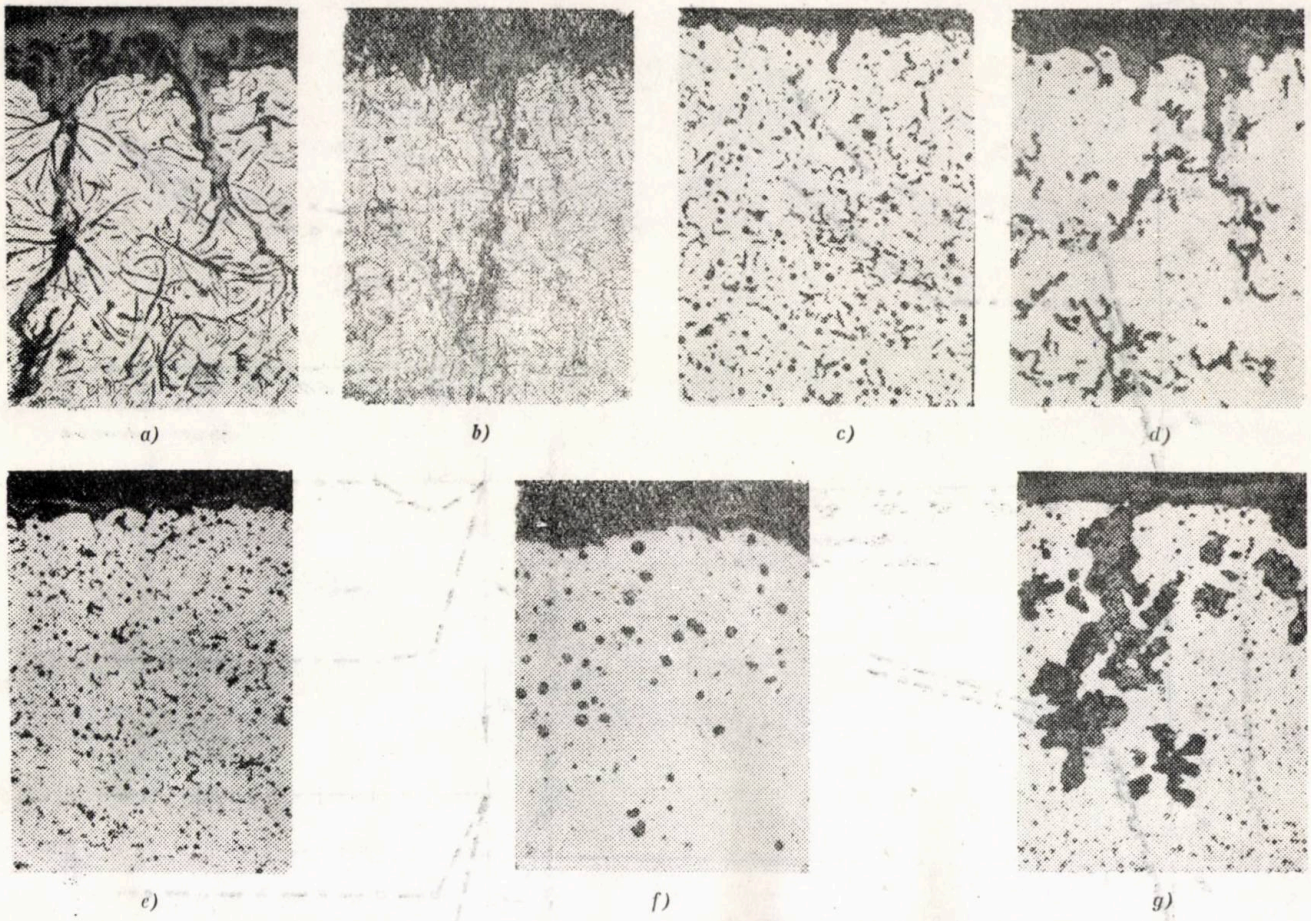


Fig. 1. Apariția microfisurilor la solicitarea la șoc termic, × 200 :
a — fontă cu grafit lamelar ; *b* — fontă cu grafit lamelar modificat ; *c* — fontă cu grafit vermicular aliată cu 3,51 %Si ; *d* — fontă cu grafit vermicular nealiată ; *e* — fontă cu 55 % grafit vermicular aliată cu 3,51 %Si ; *f* — fontă cu grafit nodular ; *g* — fontă cu grafit nodular cu defecte de turnare

Si, la care după 140 cicluri nu au apărut fisuri (nu s-a continuat ciclul).

Apariția și dezvoltarea fisurilor nu s-a realizat în toate cazurile la fel, acestea fiind dependente de tipul fontei.

La fontele cu grafit lamelar ne/sau modificat, precum și la cele cu grafit vermicular nealiate, fisurile au apărut la suprafața probelor și s-au dezvoltat pe verticală, spre deosebire de probele din fontă cu grafit vermicular aliate cu siliciu și cele nodulare, la care fisurile au apărut la o anumită distanță de suprafață, iar dezvoltarea lor s-a făcut pe orizontală.

Rezistența la rupere și plasticitatea mai ridicată a fontelor cu grafit vermicular și nodular compensează conductibilitatea termică redusă și modulul de elasticitate ridicat, conferindu-le rezistență la fisurare.

Aceste fonte sînt însă mult mai tensionate și se pot distorsiona. Distorsiunea este dificil de observat în testele de laborator, însă constituie o problemă foarte importantă în aplicațiile industriale. La alegerea formei geometrice a probelor supuse șocului termic, s-a ținut seamă de aceste considerente.

Observațiile efectuate pe probe în cursul experimentărilor de șoc termic au arătat că distorsiunea (deformarea) lor este diferită, fiind în funcție de tipul fontei. Pentru punerea în evidență a modului de deformare a probelor în cursul ciclului termic, s-a măsurat (din motive evidente) diametrul exterior la extremități și la mijlocul probelor. Distorsionarea s-a exprimat prin creșterea în procente a diametrelor probelor.

Din figura 2 se poate observa în primul rînd că la fontele cu grafit lamelar ne/sau modificat, diametrul (deformația) probelor crește cu creșterea numărului de cicluri termice la care sînt supuse.

Dacă în ambele cazuri creșterea diametrului exterior, măsurat la mijlocul probei după 40 cicluri termice, a avut practic aceeași valoare (6,15 — 6,46%), diametrele măsurate la extremități au valori net diferite. În cazul fontelor cu grafit lamelar nemodificat, creșterea diametrului exterior la extremități a fost de 8,38% deci o diferență între cele două diametre de 2,23% (fig. 2, *a*). La fontele cu grafit lamelar modificat, diametrul exterior măsurat la extre-

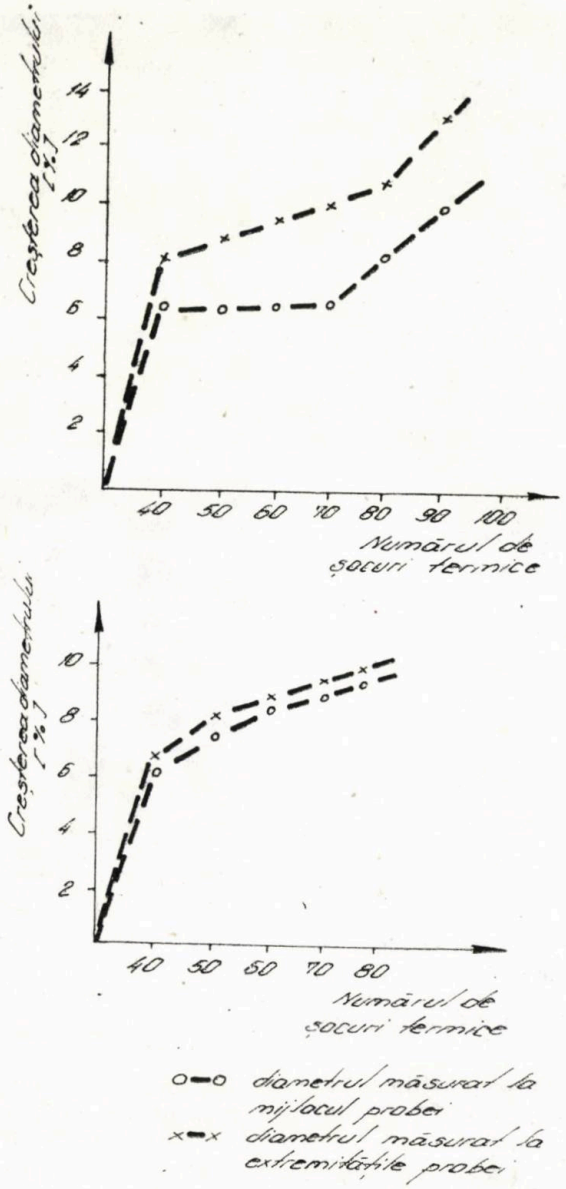


Fig. 2. Creşterea diametrului probelor din fontă cu grafit lamelar nemodificat (*a*) şi modificat (*b*) supuse la şoc termic

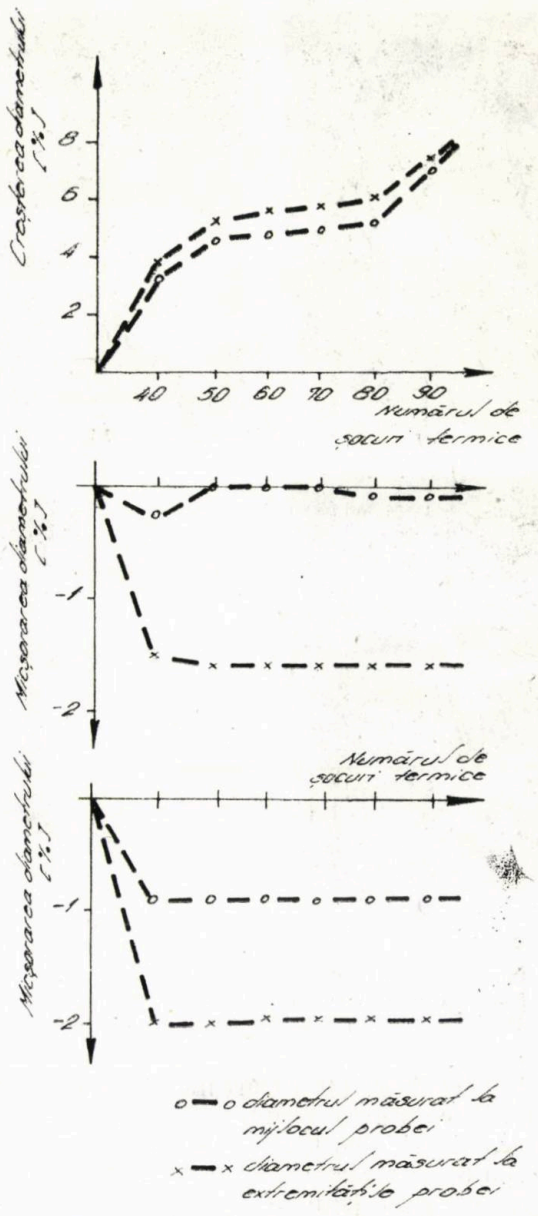


Fig. 3. Deformarea probelor din fontă cu grafit vermicular supuse la şoc termic :

a — creşterea diametrului în cazul fontelor nealiate; *b* — contracţia diametrului în cazul alierii cu 3,51 %Si; *c* — contracţia diametrului la fontele aliate cu 3,51 %Si cu 55 % grafit vermicular în structură

mităţi a avut o creştere de 6,67%, deci o diferenţă între cele două diametre de 0,21% (fig 2, *b*). Creşterea numărului de cicluri termice la aceste fonte practic nu creează o creştere diferenţiată evidentă între cele două diametre. Deci se poate considera că probele din fontă cu grafit lamelar modificat se deformează (cresc) în aceeaşi direcţie pe toată înălţimea.

În schimb la fontele cu grafit lamelar nemodificat, creşterea numărului de cicluri termice creează o deformare neuniformă. Dacă diametrul exterior măsurat la mijlocul probei rămîne practic constant între 40 şi 70 cicluri, diametrul măsurat la extremităţi creşte de la 8,38% la valori de 10%, deci cu o diferenţă între cele două diametre de 3,4%.

Probele de fontă cu grafit vermicular s-au distorsionat în mod diferit, în comparaţie atît cu cele din fontă cu grafit lamelar ne/sau modificat, cît şi faţă de grupa şarjelor de fonte cu grafit vermicular.

Din figura 3,*a* se observă că alura curbelor de deformaţie a probelor din fontă cu grafit vermicular nealiate se situează între forma curbelor obţinute în cazul fontelor cu grafit lamelar ne/sau modificat.

Creşterea diametrelor măsurate atît la extremităţile probelor, cît şi la mijlocul lor, are însă valori inferioare. Spre exemplu, după 40 cicluri

termice creşterea diametrului la extremităţile probei a fost de 3,92%, iar la mijlocul ei, 3,46%, cu o diferenţă între cele două măsurători de 0,46%.

La mărirea numărului de cicluri termice, deformarea probelor avansează, păstrîndu-se o deformare uniformă pe întreaga înălţime.

Se observă o micşorare a vitezei de deformare între 50 şi 80 cicluri termice, după care valoarea acesteia se accentuează.

La probele din fontă cu grafit vermicular aliate cu siliciu, nu s-a observat acelaşi mod de deformare. În acest caz s-a constatat o micşorare (o contracţie) a diametrului probelor atît la extremităţi, cît şi la mijloc, probele deformîndu-se spre interior. Proporţia de grafit vermicular din structura probelor a influenţat alura curbelor de deformaţie.

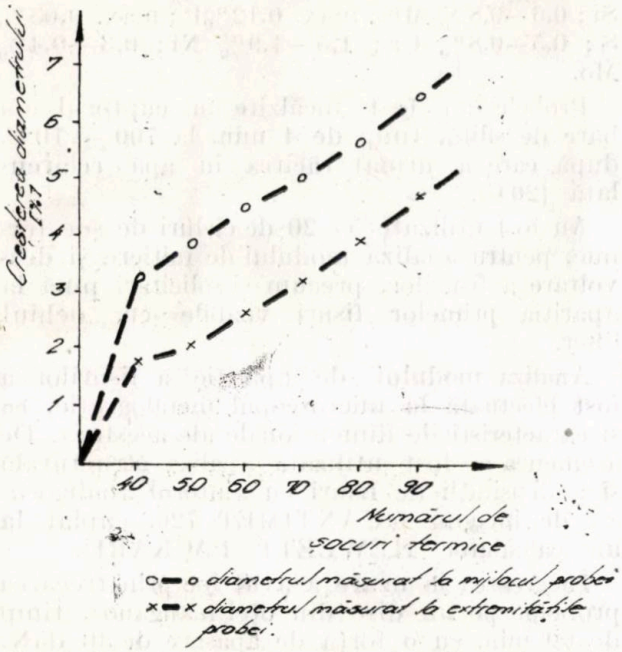


Fig. 4. Creşterea diametrului la probele din fontă cu grafit nodular

În cazul cînd proporţia de grafit vermicular din structură a fost de 82% după 40 cicluri termice, măsurătorile au arătat că diametrul exterior la extremităţi s-a micşorat cu 1,5%, iar cel de la mijlocul probelor, cu 0,62%. Creşterea numărului de cicluri termice nu afectează deformarea probelor, de reţinut totuşi că diametrul la mijlocul probelor revine la valoarea iniţială, după care se poate considera practic constant (fig. 3, *b*).

La probele cu 55% grafit vermicular în structură, deformarea lor creşte. Aşa cum se poate observa din figura 3, *c*, diametrul măsurat la mijlocul probei s-a micşorat cu 0,93%, iar la extremităţii cu 1,93% după 40 cicluri termice, după care rămîne constant.

Ca o concluzie trebuie reţinut că, în cazul probelor din fontă cu grafit vermicular aliate cu siliciu, deformarea probelor se face de la exterior spre interior, deci este vorba de o contracţie, o micşorare a dimensiunilor pieselor în funcţie de proporţia de grafit vermicular din structură. Acest fenomen dispare după un număr de 40 cicluri termice.

Deformarea fontelor cu grafit nodular este cu totul aparte decît a celorlalte tipuri de fonte experimentate.

Din figura 4 se constată în primul rînd că, contrar celorlalte tipuri de fonte, măsurătorile au demonstrat o creştere valorică mai mare a diametrului la mijlocul probelor faţă de extremităţi.

Astfel, dacă după 40 cicluri termice diametrul măsurat la mijlocul probei a crescut cu 3,3%, la extremităţi a crescut cu 1,8%, deci o diferenţă între cele două puncte de măsurare de 1,5%. Creşterea numărului de cicluri termice determină o creştere a distorsionării probelor, diferenţa valorică între cele două puncte de măsurare rămînînd constantă.

Deci în cazul probelor din fontă cu grafit nodular, se constată o deformare mai avansată, o creştere a dimensiunilor probelor din interior spre exterior la mijlocul probelor faţă de părţile superioare.

Concluzii

Apariţia şi dezvoltarea fisurilor cauzate de oboseala termică depind de tipul fontei.

Fisurarea probelor din fontă cu grafit lamelar ne/sau modificat este iniţiată de apariţia microfisurilor în masa metalică, la capetele separărilor de grafit în zonele cu concentrări maxime de tensiune.

La probele din fontă cu grafit nodular lipsite de defecte, microfisurile apar tot în masa metalică, radial pe separările de grafit. Defectele de turnare, microretasurile, porozităţile prezente în structură constituie amorse de fisurare, dezvoltîndu-se apoi pe întreaga suprafaţă.

Alierea cu 3,51% Si a fontelor cu grafit vermicular contribuie la micşorarea tendinţei de fisurare. Creşterea la 45% a separărilor de grafit nodular în structura acestor fonte a contribuit la îmbunătăţirea comportării la şoc termic, în acest caz obţinîndu-se de fapt durabilităţi maxime.

Distorsionarea (deformarea) probelor supuse şocului termic este un proces foarte complex, fiind influenţată de caracterisicile intrinseci ale materialului. Acest fenomen este deosebit de important, cunoaşterea modului şi a valorilor de deformare a pieselor turnate contribuie la eliminarea unor situaţii nedorite ce se pot ivi.

Alegerea adecvată a formei geometrice a lingotierelor care să preia deformaţiile ce apar în timpul procesului de producţie elimină fenomenul de înţepenire a lingoului la stripare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chişamera, M. şi Ripoşan, I. *Influenţa defectelor de turnare asupra comportării la şoc termic a fontelor cenuşii.* În: Metalurgia 33, R.S.R., nr. 12, 1981.

[2] Ripoşan, I., Chişamera, M. şi Soroşteanu, V. *Comportarea la şoc temic a fontelor cu grafit nodular.* În: Metalurgia 33, R.S.R., nr. 10, 1981.

Comportarea la uzare și șoc termic a fontelor pestrițe cu grafit nodular, utilizate la turnarea cilindrilor de laminor

Dr. ing. I. Riposan
I. P. București
ing. D. Solduban, ing. I. Bria,
ing. I. Dăncescu,
C. S. „Victoria" — Călan
ing. I. Olah
I. M. Gheorghieni

CZ : 669.131.7 : 621.771.07

Cilindrii de laminor sînt supuși unor solicitări complexe în exploatare, atît din punct de vedere mecanic (încovoiere, uzare), cît și termic (încălziri și răciri repetate).

Condițiile de exploatare impun prezența în structură a cementitei libere, în vederea asigurării rezistenței la uzare, duritatea constituind condiția esențială de calitate [1].

Pe de altă parte însă, o structură ce conține cementită liberă este caracterizată printr-o rezistență scăzută la fisurare, în condițiile solicitărilor la șoc termic. Prezența în structură a grafitului conduce la creșterea capacității de transmitere a căldurii, cu efect favorabil asupra comportării la șoc termic a cilindrilor de laminor [2].

Realizarea unei rezistențe ridicate la încovoiere, a unor pierderi scăzute la uzare, precum și a unei sensibilități reduse la fisurare constituie condiții primordiale pentru obținerea unor durabilități ridicate în exploatare [1], [3].

Autorii au urmărit, în cadrul unui program de cercetare desfășurat de mai mulți ani, factorii care influențează comportarea în exploatare a cilindrilor de laminor semiduri, precum și realizarea unor astfel de cilindri, cu o durabilitate ridicată în exploatare [1] — [5].

În lucrări precedente [2], [5], autorii au prezentat posibilitatea îmbunătățirii calității fontelor destinate turnării cilindrilor de laminor, prin utilizarea unor modificatori complecși [4], precum și unele corelații stabilite între pierderile la uzare și rezistența la șoc termic și caracteristicile structurale ale fontei (grafit, cementită, pete negre etc.).

Prezenta lucrare își propune să analizeze comportarea la uzare și șoc termic a fontelor cu grafit nodular, pestrițe, turnate în cilindri de laminor semiduri, în condițiile unor solicitări complexe.

Condiții de experimentare

Fontele utilizate la experimentări au fost elaborate la C.S.V. Călan, în cuptoare cu inducție cu creuzet de 12,5 t, modificarea avînd loc în oală, cu magneziu, cu ajutorul clopotului.

Din „apendicele" cilindrilor de laminor turnați au fost prelevate probe Ø 20 × 10 mm, cu masa cuprinsă în limitele de 24—28 g.

Compoziția chimică a fontelor s-a încadrat în intervalul de bază : 3,2—3,4%C ; 1,8—2,2% Si ; 0,6—0,8% Mn ; max. 0,12%P ; max. 0,03% S ; 0,5—0,8% Cr ; 1,5—1,9% Ni ; 0,3—0,4% Mo.

Probele au fost încălzite în cuptorul cu bare de silită, timp de 4 min, la 700 ± 10°C, după care a urmat răcirea în apă recirculată (20°C).

Au fost utilizate 5—20 de cicluri de șoc termic, pentru analiza modului de inițiere și dezvoltare a fisurilor, precum și solicitări pînă la apariția primelor fisuri vizibile cu ochiul liber.

Analiza modului de apariție a fisurilor a fost efectuată la microscopul metalografic, ca și caracteristicile dimensionale ale acestora. De asemenea a fost utilizată analiza structurală și a densității de fisuri cu ajutorul analizorului de imagini QUANTIMET 720, cuplat la un calculator HEWLETT PACKARD.

Încercarea la uzare a avut loc prin frecarea probelor pe un disc din oțel manganos, timp de 60 min, cu o forță de apăsare de 30 daN. Comportarea la uzare a fost urmărită prin intermediul pierderilor în greutate, raportate la unitatea de suprafață și timp (Puz — mg/cm² · h).

La solicitarea la uzare au fost supuse probe în stare turnată, precum și unele solicitate în prealabil la șoc termic.

Într-o altă serie de experimentări, au fost utilizate fonte cu conținut ridicat de sulf, care au condus la formarea unei cantități mari de „pete negre", urmărindu-se acțiunea acestora asupra comportării la uzare.

Comportarea la șoc termic

În prima parte a experimentărilor, a fost urmărit mecanismul inițierii și dezvoltării fisurilor apărute în urma solicitărilor la încălziri și răciri repetate. Microfisurile apar de regulă la contactul între grafit și masa metalică,

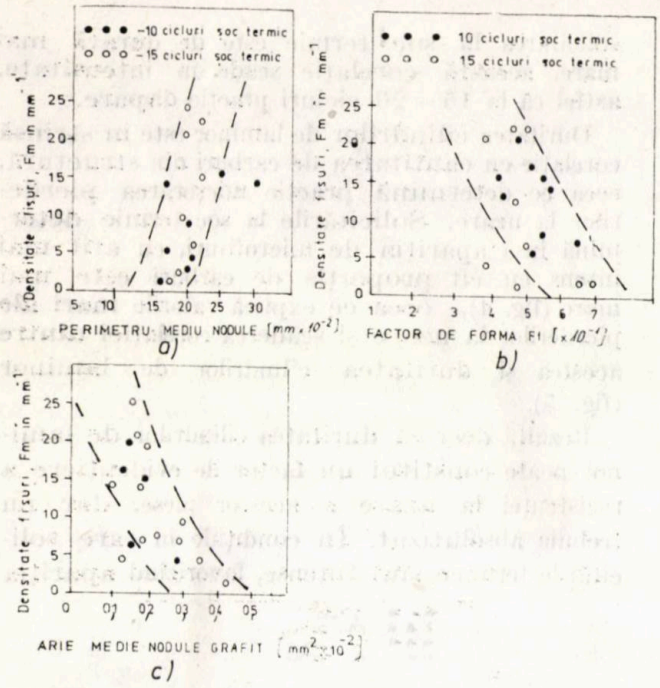


Fig. 1. Densitatea medie de fisuri, în funcție de perimetrul grafitului (*a*), gradul de compactitate (*b*) și mărime (*c*)

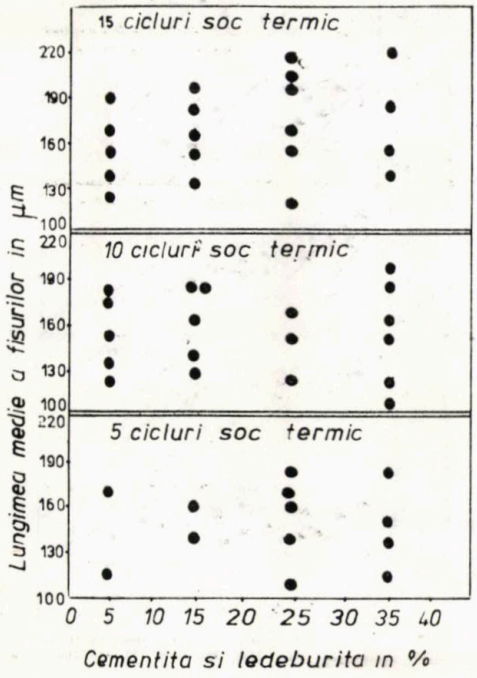


Fig. 2. Influența cementitei asupra lungimii medii a fisurilor

predominant în zonele în care nodulii de grafit au o compactitate mai scăzută. Microfisurile, apărute la primele solicitări de șoc termic, se dezvoltă de regulă prin separările de cementită sau la limita de contact cementită — masă metalică de bază.

Micșorarea gradului de compactitate al separărilor de grafit determină creșterea sensibilității la apariția microfisurilor.

Cu ajutorul instalației QUANTIMET 720 a fost determinată densitatea medie a fisurilor (Fm, în mm^{-1}), ca raport între lungimea totală a fisurilor și aria cîmpului analizat.

Din datele prezentate în figura 1, *a* rezultă că micșorarea gradului de compactitate al separărilor de grafit, respectiv creșterea valorii perimetrului acestora, favorizează inițierea și dezvoltarea fisurilor (crește densitatea de fisuri).

Acest lucru este ilustrat și de către figura 1, *b*, în care pentru caracterizarea compactității grafitului a fost utilizat factorul de formă F_f, ca raport între aria și perimetrul separărilor de grafit.

Din datele prezentate în figura 2 rezultă că densitatea minimă de fisuri se obține în cazul separărilor de grafit cu grad maxim de compactitate (sferoidal), repartizat uniform în masa metalică. Din punct de vedere dimensional, nu se recomandă noduli de grafit de dimensiuni foarte mici, cu aria sub $0{,}3 \times 10^{-2}$ mm^2, respectiv diametrul mediu sub 25 µm (fig. 1, *c*).

O rezistență ridicată la șoc termic este asigurată din punct de vedere al grafitului, în cazul realizării unor separări cu compactitate maximă (sferoidale), de mărime medie (30—50 µm), la o densitate de circa 20—30 noduli/mm^2.

Deși grafitul joacă un rol important în procesul de inițiere a microfisurilor, dezvoltarea acestora este puternic influențată de către proporția de cementită, mărimea separărilor acestui constituent, precum și de către distribuția acestuia în structură [2], [5].

Lungimea medie a fisurilor apărute este în mai mică măsură determinată de către proporția de cementită (fig. 2), care influențează însă puternic dezvoltarea fisurilor. Din această cauză, rezistența la șoc termic a fonetlor, respectiv numărul de cicluri încălzire-răcire pînă la apariția primelor fisuri vizibile cu ochiul liber, este în mare măsură micșorată odată cu mărirea cantității de cementită, așa cum rezultă și din figura 3.

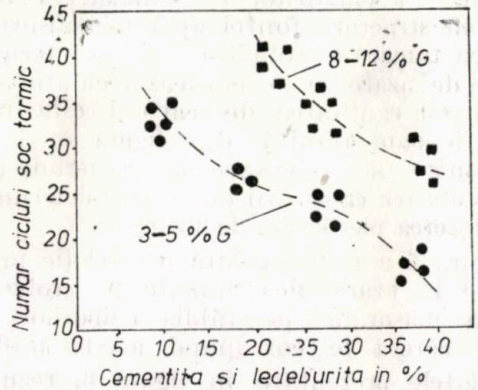


Fig. 3. Influența cementitei asupra rezistenței la șoc termic a fontelor

Comportarea la uzare

Pierderile în greutate, în timpul solicitărilor la uzare, sînt direct determinate de către cantitatea de carburi din structură dar și de către starea fontei în momentul uzării.

În figura 4 este prezentată influența proporției de carburi asupra pierderilor la uzare, în condițiile utilizării fontelor în stare turnată, precum și după 5—20 cicluri de șoc termic.

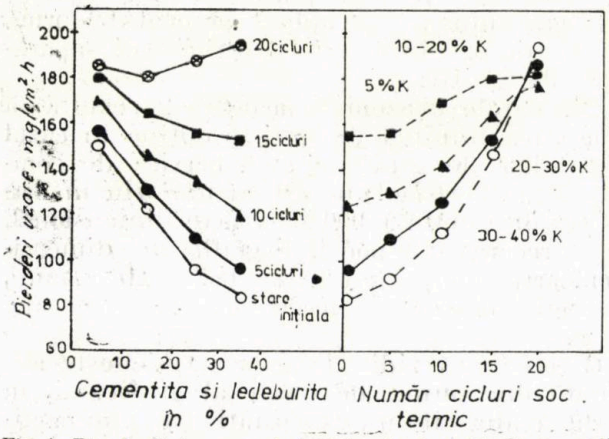


Fig. 4. Pierderile la uzare ale fontelor, în funcție de proporția de carburi și numărul de cicluri de șoc termic (solicitare prealabilă)

Creșterea cantității de carburi din structura fontelor determină, așa cum era de așteptat, micșorarea pierderilor prin uzare, dar o acțiune evidentă în acest sens se manifestă doar în cazul fontelor inițiale (în stare turnată). Solicitarea prealabilă la șoc termic, care favorizează apariția de microfisuri, la contactul cu nodulii de grafit și în separările de cementită, conduce la accentuarea pierderilor prin uzare. Apariția de fisuri, chiar la scară microscopică, determină o uzare accentuată a fontei, această acțiune fiind cu atît mai puternică cu cît proporția de carburi este mai mare. Rezultă deci că o cantitate mare de carburi asigură o comportare bună la uzare numai în prima etapă de solicitare a cilindrilor de laminor. Pe măsură ce în structura fontei apar microfisuri și fisuri, ca urmare a solicitării la șoc termic, procesul de uzare se accentuează, cu atît mai mult cu cît cantitatea de carburi este mai mare. Așa cum rezultă din figura 5, la o durată mare de solicitare la șoc termic (20 cicluri), mărirea cantității de carburi determină chiar creșterea pierderilor la uzare.

În figura 5 a fost stabilită o corelație între pierderile la uzare determinate pe probe și duritatea măsurată pe tăblia cilindrilor de laminor, cărora le corespund aceste probe.

Din datele prezentate în figura 6, rezultă că în cazul fontelor în stare inițială (turnată) există o corelație strînsă între duritatea cilindrului și pierderile la uzare. Pe măsură ce solicitarea la șoc termic este de durată mai mare, această corelație scade în intensitate, astfel că la 15—20 cicluri practic dispare.

Duritatea cilindrilor de laminor este în strînsă corelație cu cantitatea de carburi din structură, ceea ce determină practic micșorarea pierderilor la uzare. Solicitările la șoc termic determină însă apariția de microfisuri, cu atît mai intens cu cît proporția de carburi este mai mare (fig. 4), ceea ce explică valorile mari ale pierderilor la uzare și scăderea corelației dintre acestea și duritatea cilindrilor de laminor (fig. 5).

Rezultă deci că duritatea cilindrilor de laminor poate constitui un factor de evidențiere a rezistenței la uzare a acestor piese, dar nu trebuie absolutizat. În condițiile în care solicitările termice sînt intense, favorizînd apariția

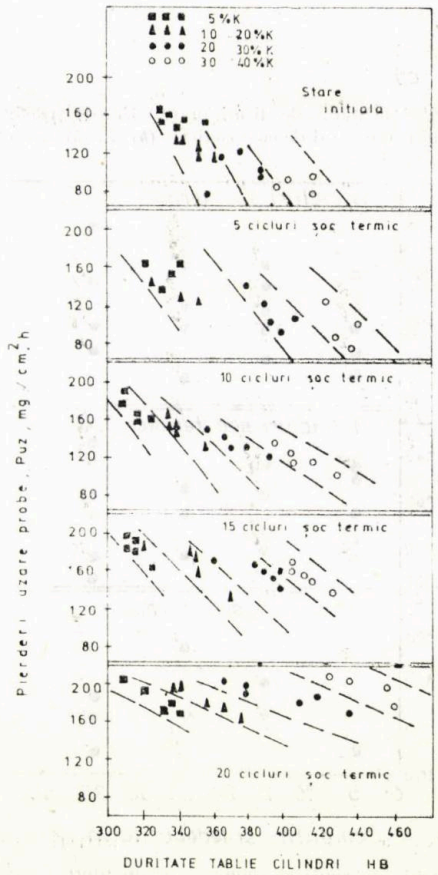


Fig. 5. Influența structurii fontei, a durității cilindrilor de laminor și a solicitărilor la șoc termic asupra pierderilor la uzare

de microfisuri, o rezistență la uzare bună poate fi obținută la o duritate mai scăzută , respectiv la o structură cu o cantitate de carburi mai mică. În aceste condiții de lucru, nu se recomandă utilizarea cilindrilor de laminor cu durități mari, respectiv cu cantități mari de carburi.

Influența „petelor negre" asupra comportării la uzare și șoc termic

Modificarea fontelor cu magneziu, în special sub formă de prealiaje din sistemul FeSiMg, determină formarea unei zgure, ce constă dintr-un complex de compuși: MgO_2, SiO_2, Mg_2SiO_4, $MgSiO_3$, MgS, Al_2O_3, Fe_2SiO_4, Fe etc. [6].

O parte din această zgură, formată la modificare și postmodificare, sau ca urmare a interacțiunii cu căptușeala oalei, atmosferă, formă etc., este reținută de către fonta lichidă, creînd așa-zisele „pete negre" (*PN*), cu influență negativă asupra caracteristicilor fizico-mecanice și de exploatare ale fontelor modificate. Baza acestor „pete negre" o constituie: MgO, MgS, SiO_2, Mg_2SiO_4 [6], [7].

În cazul cilindrilor de laminor, produși din fontă cu grafit nodular, „petele negre" constituie un defect de turnare cu efect negativ asupra calității laminatului și durabilității cilindrilor.

În cadrul unui program de experimentări, a fost urmărită influența „petelor negre" asupra pierderilor la uzare a fontelor cu grafit nodular, cu și fără cementită liberă în structură. În acest scop, au fost utilizate fonte elaborate în cubilou, cu compoziția chimică de 3,3 %C; 2,2 % Si; 0,7 % Mn; 0,065 % P, 0,1 %S, supraîncălzite în cuptorul cu inducție pînă la 1 450°C și modificate apoi cu FeSiCaBaMg10.

Au fost turnate probe Ø 11×100 mm, din care au fost prelevate epruvete pentru încercarea la uzare, prin frecare uscată (Ø 9×25 mm).

Conținutul ridicat de sulf al fontei supuse modificării, a determinat formarea unor cantități mari de „pete negre", a căror suprafață, în proba metalografică, a variat în limitele 0—25 %.

Acțiunea antigrafitizantă a magneziului și viteza de răcire ridicată la solidificare (grosime redusă de perete) au favorizat apariția în structură a cementitei și ledeburitei (0—60 %).

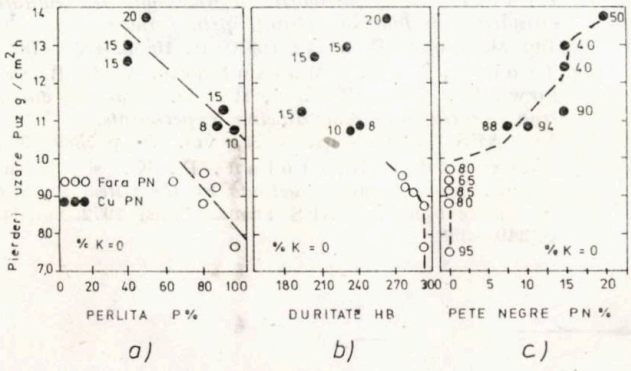


Fig. 6. Pierderile la uzare ale fontelor cu grafit nodular, fără cementită liberă, în funcție de conținutul de perlită (*a*), duritatea (*b*) și suprafața ocupată de către petele negre (*c*). Cifrele de pe diagramă reprezintă % *PN* (*a* și *b*) *și* % *P* (*c*)

În cazul unei structuri fără carburi libere pierderile la uzare sînt determinate de către proporția de perlită și „pete negre" conținute de către fonta modificată, așa cum rezultă din figura 6.

În absența „petelor negre", factorul determinant al comportării la uzare îl constituie proporția de perlită, respectiv duritatea fontei. „Petele negre" determină o micșorare a durității fontei, favorizînd o uzare accentuată a acesteia, pierderile în greutate crescînd cu 20—40 % la aceeași masă metalică de bază.

Corelația complexă între pierderile la uzare (P_{uz}) și cantitatea de perlită (% *P*) și pete negre (% *PN*) este dată de relația:

$$P_{uz} = 0{,}143\ (\%\ PN) - 0{,}026(\%\ P) + 11{,}859\ (g/cm^2 \cdot h) \qquad (1)$$

$$R_y \cdot x_1 \cdot x_2 = 0{,}969$$

Apariția în structură a cementitei libere (ledeburitei) determină micșorarea pierderilor la uzare, între cele două caracteristici existînd o corelație strînsă (fig. 7). Prezența „petelor

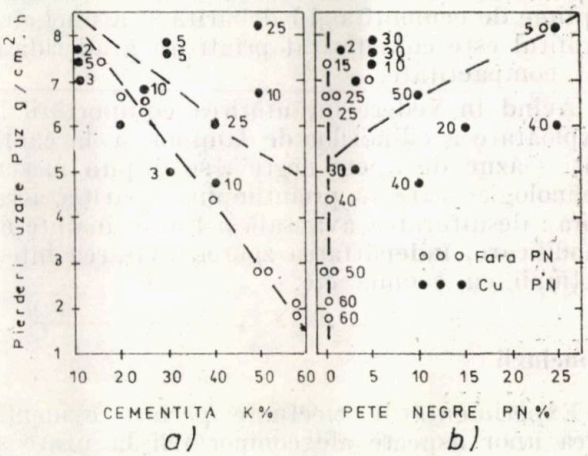


Fig. 7. Pierderile la uzare, în funcție de proporția de cementită și ledeburită (*a*) și suprafața ocupată de către petele negre (*b*). Cifrele reprezintă % *PN*(*a*) și %*K* (*b*)

negre" diminuează în mare măsură dependența rezistență-uzare — cantitate carburi, favorizînd o intensificare a procesului de uzare.

O sinteză a comportării la uzare a fontelor cu grafit nodular, sub acțiunea cementitei libere și a „petelor negre", este prezentată în figura 8. Rezultă deci că în cazul fontelor pestrițe cu grafit nodular, utilizate pe scară largă la turnarea cilindrilor de laminor semiduri și duri, acțiunea „petelor negre" este mai puțin evidentă decît în cazul fontelor fără cementită liberă. Se remarcă totuși faptul că prezența în structura cilindrilor de laminor a „petelor negre" determină o mărire a sensibilității la uzare, cu peste 40 %.

„Petele negre" constituie de asemenea amorse de fisuri, în condițiile solicitării la șoc termic, mult mai puternice decît separările de grafit. Prezența în structură a acestor defecte de turnare sensibilizează în mare măsură cilindrii de laminor la procesul de fisurare, accentuînd și procesul de uzare.

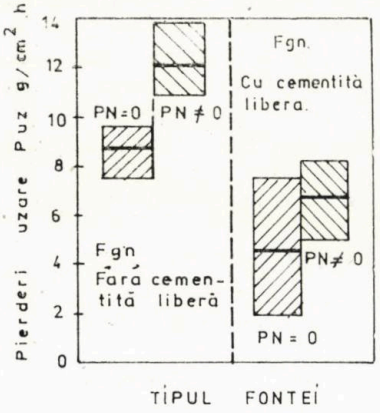


Fig. 8. Comportarea la uzare a fontelor cu grafit nodular, sub acțiunea cementitei și „petelor negre" (*PN*)

Diminuare acțiunii „petelor negre" este posibilă numai în cazul realizării unor cantități optime de cementită și ledeburită și atunci cînd grafitul este caracterizat printr-un grad ridicat de compactitate.

Avînd în vedere înrăutățirea comportării în exploatare a cilindrilor de laminor și la cantități scăzue de „pete negre", se impun măsuri tehnologice care să preîntîmpine apariția acestora : desulfurarea avansată a fontei înainte de modificare, îndepărtarea zgurei, evitarea interacțiunii cu cochila etc.

Concluzii

Experimentările efectuate permit evidențierea unor aspecte ale comportării la uzare și șoc termic a cilindrilor de laminor semiduri, turnați din fontă pestriță, cu o structură formată din perlită, cementită și grafit nodular.

— În procesul de solicitare termică (oboseală sau șoc termic), în structură apar microfisuri ce pornesc de regulă de la separările de grafit sau „pete negre", cu atît mai accentuat cu cît compactitatea acestora este mai scăzută. Dezvoltarea fisurilor este favorizată de prezența separărilor de cementită, care suferă un proces de microfisurare la solicitări mai îndelungate.

— O rezistență ridicată la șoc termic este asigurată de o structură conținînd noduli de grafit de compactitate maximă, de mărime medie (30—50 μm), uniform repartizate, la o densitate de circa 20—30 noduli/mm² caracteristici favorizate de utilizarea modificatorilor complecși pe bază de nichel [4].

— Rezistența la uzare a fontelor este mărită odată cu creșterea cantității de cementită, respectiv a durității cilindrilor, dar această acțiune este puternic influențată de solicitarea la șoc termic. Microfisurile apărute ca urmare a solicitărilor termice accentuează procesul de uzare, cu atît mai mult cu cît structura conține o cantitate mai mare de cementită, respectiv duritatea este mai mare.

— Structura fontei, respectiv duritatea cilindrilor de laminor, trebuie să fie strîns corelate cu condițiile de exploatare ale acestora.

În cazul unor solicitări termice accentuate, o comportare bună la uzare este asigurată de o structură cu mai puțină cementită, respectiv la o duritate mai mică.

— „Petele negre" prezente în structura tăbliei cilindrului diminuează în mare măsură rezistența la șoc termic și uzare a acestuia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoșan, I., Chira, I. și Brabie, V. *Unele aspecte referitoare la uzura cilindrilor de laminor.* Studii și cercetări de metalurgie, I.P.B., 1973, vol. III, p. 149—162.

[2] Sofroni, L., Ripoșan, I. și Chira, I. *Quelques aspecte concernant l'obtention des fontes truitees au graphite spheroidal resistantes a l'usure et au choc termiques.* 41-eme Congres International de Fonderie, Liege, Belgia, 1974. În : Giesserei Praxis, R.F. G., 1975, nr. 2, p. 22—28.
În : Express-Informații, U.R.S.S., TOLP, 1974 nr 48, p. 15—22.

[3] Sofroni, L., Ripoșan, I., Brabie, V. și Chira, I. *Cercetări privind îmbunătățirea tehnologiei de turnare a cilindrilor de laminor semiduri.*
În : Metalurgia, R.S.R., 1976, nr. 1, p. 8—13.

[4] Ripoșan, I. *Elaborarea modificatorilor pe bază de nichel în cuptoare cu creuzet.*
În : Metalurgia, R. S. R., 1980, nr. 2, p. 89—93.

[5] Sofroni, L., Ripoșan, I., Chira, I. și Brabie V. *Contribuții la îmbunătățirea calității cilindrilor de laminor obținuți prin turnare.*
În : Metalurgia, R. S. R., 1983, nr. 10, p. 473—478.

[6] Trojan, P. K., Matsubara, V. I., Bigelow, W. C. și Flinn, R. A. *Dross in ductile iron — entrapment and fluxing experiments.*
În : AFS Transactions, 1971, vol. 79, p. 589—593.

[7] Askeland, D. R., Trojan, P. K. și Flinn, R. A. *Dross forming reactions in the sistem Mg-Si-O in ductile iron.* În : AFS Transactions, 1972, vol. 80, p. 349—358

Dr. ing. M. Ieneiu, dr. ing. P. Moldovan,
dr. ing. N. Panait, ing. Lidia Cristea,
ing. M. Buzatu
Institutul politehnic — București

Modificarea aliajelor deformabile aluminiu-magneziu cu titan, bor și beriliu

CZ : 669.046.516.4

Este cunoscut faptul că aliajele de aluminiu deformabile se supun procesului de modificare, înaintea turnării, în vederea îmbunătățirii structurii inițiale care condiționează direct comportarea lingourilor la deformarea plastică.

Una din metodele practicate în industrie pentru obținerea unei structuri cu grăunți fini este modificarea cu titan și bor, corelată cu o serie de factori tehnologici, ca : supraîncălzirea și durata menținerii aliajului în cuptor, regimul de rafinare aplicat topiturii, compoziția încărcăturii etc. Modificarea cu titan și bor se recomandă în special pentru îmbunătățirea structurii aliajelor turnate în lingouri cu diametre și secțiuni mari.

Recent în literatura de specialitate [1] s-a semnalat posibilitatea modificării acestor aliaje cu titan și beriliu.

Scopul lucrării prezente este de a stabili comparativ influența modificării aliajului AlMg5 cu Ti + B și Ti + Be asupra caracteristicilor mecanice ale acestuia, precum și de a fundamenta unele concluzii teoretice și practice.

Tehnica experiementală. Experimentările au fost efectuate într-o instalație complet automatizată, ale cărei componente de bază sînt : cuptor electric (cu rezistoare) de topire, instalație de filtrare-degazare și instalație de turnare. Detaliile constructive și experimentale sînt date în lucrarea [2].

Instalația realizează degazarea și filtrarea continuă a aliajelor turnate. Modificarea s-a efectuat prin introducerea prealiajelor în topitură, după filtrare și degazare.

Compoziția chimică a aliajului AlMg5 și a prealiajelor modificatoare este dată în tabelul 1.

Unele din probele din aliajul AlMg5 au fost modificate cu prealiajul Al—Ti—B, iar altele, cu prealiajul Al—Ti—Be.

Interpretarea rezultatelor experimentale. Probele au fost cercetate metalografic cu microscopul optic și cu microsonda electronică. De asemenea au fost prelevate probe pentru executarea încercărilor mecanice.

Rezultatele obținute la modificarea cu Ti + + B sînt date în tabelul 2, iar cele cu Ti + Be sînt prezentate în tabelul 3.

Rezultatele încercărilor mecanice sînt prezentate de asemenea comparativ, în figurile 1 și 2.

Tabelul 1

Compoziția chimică a aliajului AlMg5 și a prealiajelor modificatoare

Aliajul	Compoziția chimică, %					
	Mg	Mn	Ti	B	Be	Al
AlMg5	5,17	0,36	—	—	—	rest
Al—Ti—B	—	—	5	1	—	rest
Al—Ti—Be	—	—	2,4	—	2,1	rest

Tabelul 2

Rezultatele încercărilor mecanice pe epruvete din aliaj AlMg5 modificat cu diferite conținuturi de titan și bor

Proprietățile mecanice / Conținutul de modificatori	Rezistența la rupere la tracțiune, daN/mm²	Alungirea relativă, %
—	15,2	4,1
2.10^{-2}% Ti + $0,4.10^{-2}$% B	16,3	4,3
5.10^{-2}% Ti + 10^{-2}% B	18,6	4,6
8.10^{-2}% Ti + $1,6.10^{-2}$% B	20,5	5,1
10^{-1}% Ti + 2.10^{-2}% B	17,0	5,7

Tabelul 3

Rezultatele încercărilor mecanice pe epruvete din aliaj AlMg5 modificat cu diferite conținuturi de titan și beriliu

Proprietățile mecanice / Conținutul de modificatori	Rezistența la rupere la tracțiune, daN/mm²	Alungirea relativă, %
—	15,2	4,1
2.10^{-2}% Ti + $1,7.10^{-2}$% Be	16,4	4,2
5.10^{-2}% Ti + $4,2.10^{-2}$% Be	22,7	5,0
8.10^{-2}% Ti + $6,6.10^{-2}$% Be	22,0	5,8
10^{-1}% Ti + $8,3.10^{-2}$% Be	21,3	5,9

Din analiza acestor rezultate se poate afirma că adaosul de Ti + Be are influență modificatoare asupra aliajului AlMg5 ca și adaosul de Ti + B. Se remarcă totuși o creștere a valorilor proprietăților mecanice în cazul adaosului de Ti + Be față de modificarea cu Ti + B.

În timp ce la modificarea cu Ti + B, agenții de finisare a granulației sînt cristale de $TiAl_3$, TiB_2, $(TiAl)B_2$, la modificarea cu Ti + Be, agenții de finisare sînt $TiAl_3$ și compusul ternar $TiAl_{2.3}Be_{0.85}$. Dealtfel, entropia de nucleere pentru compușii $TiAl_{2.3}Be_{0.85}$ (−32,09 u.e.) este comparabilă cu cea a compusului $TiAl_3$ (−32,38 u.e.).

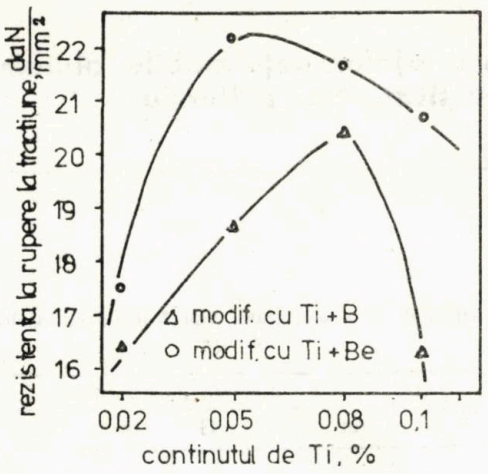


Fig. 1. Dependența rezistenței la rupere la tracțiune a aliajului AlMg5 de natura și conținuturile elementelor modificatoare

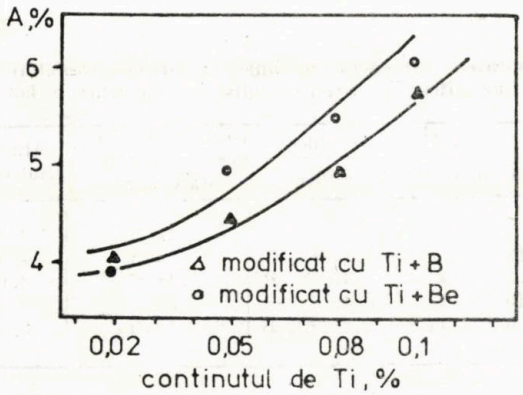


Fig. 2. Corelația dintre alungirea relativă, natura și conținutul elementelor modificatoare, la modificarea aliajului AlMg5

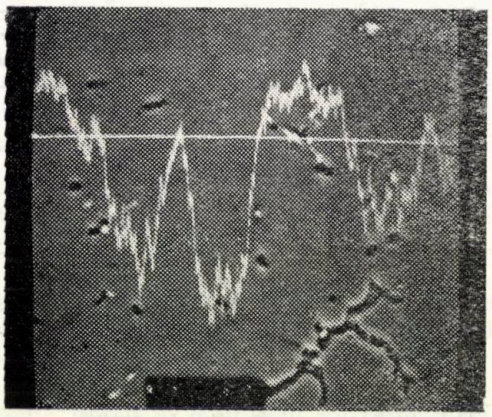


Fig. 3. Imaginea de raze X pentru titan în aliajul AlMg5 modificat cu 0,08 % Ti și 0,016 % B. Mărire ×600

Raportul dintre vitezele relative de nucleere pentru compușii $TiAl_{2.3}Be_{0.85}$ și respectiv $TiAl_3$, $\dot{N}(TiAl_{2.3}Be_{0.85})/\dot{N}(TiAl_3) = 10$, calculate prin aceeași metodă, indică efectul marcant al beriliului asupra vitezei de germinare. În plus, după cum se știe, adaosul de beriliu în aliajele de aluminiu are și un efect de reducere a gradului de oxidare a acestor aliaje lichide în procesul de elaborare și turnare [3].

Imaginea de raze X pentru titan în aliajul AlMg5 modificat cu 0,08 % Ti + 0,016 % B (fig. 3) indică existența compușilor titanului care constituie agenții de nucleere. Repartiția titanului la modificarea cu Ti + B nu este uniformă (fig. 4).

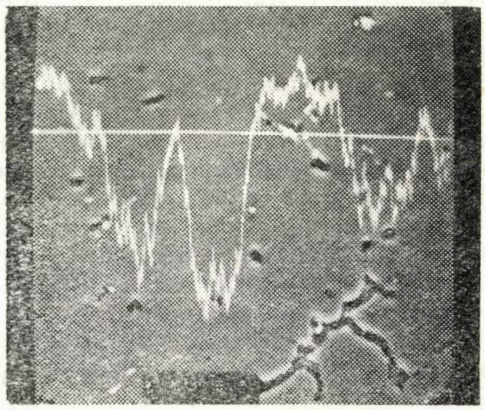


Fig. 4. Repartiția titanului în aliajul AlMg5 modificat cu 0,08 % Ti și 0,016 % B. Mărire × 600

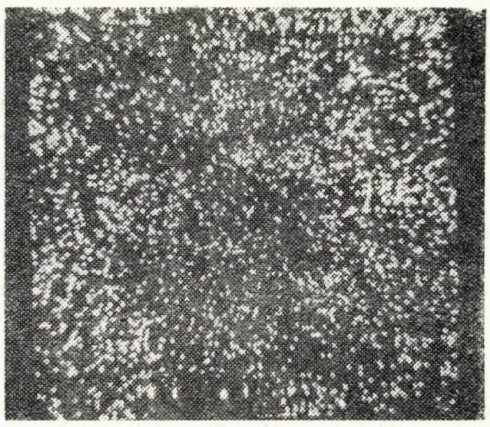


Fig. 5. Imaginea de raze X pentru titan în aliajul AlMg5 modificat cu 0,05 % Ti și 0,042 % Be. Mărire × 600

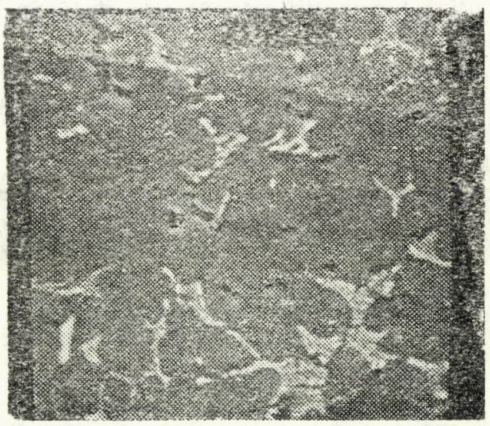


Fig. 6. Repartiția titanului în aliajul AlMg5 modificat cu 0,05 % Ti și 0,042 % Be. Mărire × 600

Imaginea de raze X pentru titan în aliajul AlMg5, modificat cu 0,05% Ti + 0,042% Be, reprezentată în figura 5 nu indică formarea unor compuși, iar repartiția titanului pe linia orizontală din figura 6 este mai uniformă decît la modificarea cu Ti + B. Se poate deci presupune că în timpul modificării, cristalele de compus ternar $TiAl_{2,3}$ $Be_{0,85}$ sînt metastabile în anumite condiții de temperatură și concentrație a topiturii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Youdelis, W. V. și Yang, C. S. *Enhanced grain refinement*. Leoben-Viena, Int. Leichtmet. 1981, p. 108—109.

[2] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M., Fazakaș, Rodica, Cristea, Lidia și Botoran, P. În: Metalurgia R.S.R., nr. 6, 1982.

[3] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M. și Groza, I. *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase*. București, Edit. did. și ped., 1983.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 7, 1984

Calcularea numărului optim de camere de cuptor la bateria de cocsificare, p. 13 — Capacitatea de cocsificare a încărcăturilor de cărbuni și lărgirea bazei de materii prime pentru cocsificare, p. 14— Cercetarea teoretică și experimentală a particularităților procedeului de conversiune a hidrocarburilor gazelor de cocserie pe cocsul incandescent, p. 18 — Studierea activității catalitice a cocsului în procesul de obținere a gazelor reducătoare pentru metalurgie, p. 21— Determinarea scoaterii de cocs, p. 23 — Prelucrarea gazului de cocserie în absorberul cu discuri în plăci, p. 26 — Degajări de compuși heterociclici valoroși din benzen brut și gudron de huilă, p. 30 — Unele proprietăți ale lianților de huilă VOKC și VOKCAN, p. 33 — Particularitățile proiectării unei protecții rezistente la uzare a buncărelor, p. 38 — Răcitoare primare de gaze și cu conducte orizontale care au o suprafață mică de schimb de căldură, p. 40 — Recuperator în echicurent de uleiuri de absorbție, p. 41 — Situația actuală și dezvoltarea sistemelor de dispecerat în industria cocsochimică, p. 44 — Căi de creștere a nivelului tehnico-științific și calitățile lucrărilor de cercetare științifică, p. 47 — Procedeu direct de obținere a fracțiilor Inden-Kumaronov, p. 49— Tehnologia avansată este o garanție a protecției muncii, p. 50.

Koks i himiia U.R.S.S., nr. 8, 1984

Cărbunii din bazinul Iujnii — Iakuțk și unele probleme legate de clasificarea acestora, p. 5 — Cărbuni aglutinanți din Asia Centrală ,p. 9 — Influența parametrilor tehnologici și a dimensiunilor geometrice ale cuptoarelor cu camere asupra cocsificării încărcăturilor pregătite termic, p. 13 — Studierea regimurilor termice ale camerei instalației de stingere uscată a cocsului, p. 17 — Importanța caracteristicilor de densitate ale cărbunilor la construirea mașinilor de formare, p. 19 — Metodă derivatografică de cercetare a cocsului în mediu oxidant, p. 22 — Determinarea cromatografică a compoziției gazului de cocserie, p. 26 — Influența factorilor fizici și hidrodinamici asupra filtrării prin centrifugare a rodanurii de natriu, p. 30 Obținerea gudronului de huilă cu conținut scăzut de substanțe insolubile în chinolină, p. 31 — Studierea apelor reziduale prin metoda spectroscopiei cu ultraviolete, p. 36 — Epurarea apelor din sistemul de alimentare cu apă în circuit închis cu ajutorul filtrelor cu încărcătură fibroasă, p. 40 — Sistem automatizat de comandă a procesului de dozare a cărbunilor, p. 42 — Utilizarea mijloacelor de mică mecanizare la montarea dispozitivelor de armare a bateriilor de cocsificare, p. 47 — Procedeu și dispozitiv pentru verificarea etanșeității cordonului de sudură de la aparatele tehnologice, p. 49 — Epurarea finală a apelor reziduale, rezultate din producția cocsochimică, p. 50 — Fabricarea cocsului brichete cu ajutorul metodei continue, p. 57 — Epurarea apelor reziduale și a gazelor de evacuare de la uzinele cocsochimice, p. 59 — Rezerve de cărbuni și de cocs în țările membre ale C.E.E., p. 60.

Cercetări privind aplicarea tratamentului de cementare cu carbon în atmosferă controlată a oţelului OLC 15 microaliat cu Nb

Ing. Mihaela Isac, ing. Doina Răducanu
Institutul politehnic — Bucureşti
ing. Elena Sîrghe
Combinatul siderurgic — Călăraşi

CZ : 621.785.51.062.5

Lucrări de specialitate apărute în ultima perioadă probează utilizarea microalierii cu Nb a oţelurilor carbon pentru cementare.

Această utilizare are la bază tendinţa puternică pe care o manifestă niobiul de a forma carburi şi carbonitruri, chiar la concentraţii mici, de ordinul 0,02 — 0,05% (utilizate pentru microalierea oţelului carbon de cementare, de exemplu OLC15) [2].

Sub formă de carburi şi carbonitruri de niobiu, niobiul micşorează tendinţa de creştere a granulaţiei austenitice cu temperatura, permiţînd aplicarea cementării cu carbon în atmosferă controlată cu adaos de gaz metan, la temperaturi superioare celor uzuale.

Eficienţa compuşilor niobiului cu carbonul şi azotul în finisarea granulaţiei austenitice este direct legată de solubilitatea în austenită a acestora (fig. 1) [3].

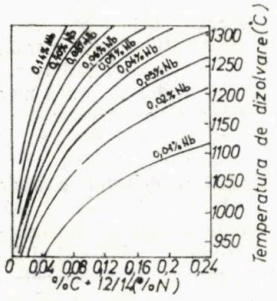


Fig. 1. Curbe de solubilitate a Nb (CN) în austenită

Lucrarea de faţă se înscrie pe linia cercetării unor aspecte privind efectul microalierii cu Nb asupra caracteristicilor de exploatare după cementare cu carbon şi călire a oţelului OLC15.

Materiale, metodică de cercetare şi concluzii

Experimentările au fost efectuate pe probe cu dimensiunile Ø15 × 10 mm din OLC15 microaliat cu Nb, comparativ cu OLC15. Compoziţia chimică a materialelor cercetate este prezentată în tabelul 1.

Pentru fiecare marcă de oţel s-a aplicat următorul ciclu de tratament termic :

— normalizare cu austenitizare la temperatura de 880°C ;

— cementare cu carbon în atmosferă endotermă cu adaos de gaz metan la temperaturi în intervalul 900 — 1 000°C şi timpi de menţinere în intervalul 2 — 6h, cu răcire în aer ;

— călire în apă, cu austenitizare la temperatura de 880°C.

Pe probele tratate s-au făcut determinări de microstructură şi de microduritate Vickers, pe adîncimea stratului cementat (sarcina 100 g).

Micrografiile obţinute sînt prezentate în figurile 5, 6, 7, 8, 9, 10. Cu valorile de microduritate obţinute au fost trasate curbele din figurile 2, 3, 4, *a* şi *b*.

Ca o caracteristică generală, cele mai mari durităţi au fost obţinute pentru cementarea la 1 000°C, pentru toţi timpii de menţinere practicaţi, valorile durităţilor obţinute pentru oţelul OLC15 microaliat cu niobiu fiind sensibil mai mari decît cele obţinute la oţelul OLC15.

Trebuie subliniat că la cementarea oţelului OLC15 microaliat cu Nb se obţine un strat de tranziţie mult mai mare decît la oţelul OLC15, pentru toate regimurile practicate.

De exemplu, chiar la temperaturi ridicate (960, 1 000°C) şi timpi de menţinere de 4,6 h, se obţin distribuţii normale de constituenţi în strat (perlita), în zona de tranziţie şi miez, (Fe + P). Constituenţii existenţi în miez se menţin cu granulaţii foarte fine.

Structurile obţinute după călire sînt predominant martensitice, avînd şi cantităţi foarte mici de troostită.

Aceste rezultate demonstrează avantajul microalierii cu Nb a oţelului OLC15 în ceea ce

Tabelul 1

Compoziţia chimică a materialelor studiate

Materialul	Compoziţia chimică, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Al	Cu	Nb
OLC15	0,12—0,19	0,35—0,65	0,37	—	—	max 0,04	max. 0,04	—	—	—
OLC15/Nb	0,18	0,38	0,48	0,2	0,12	0,02	0,02	0,03	0,04	0,035

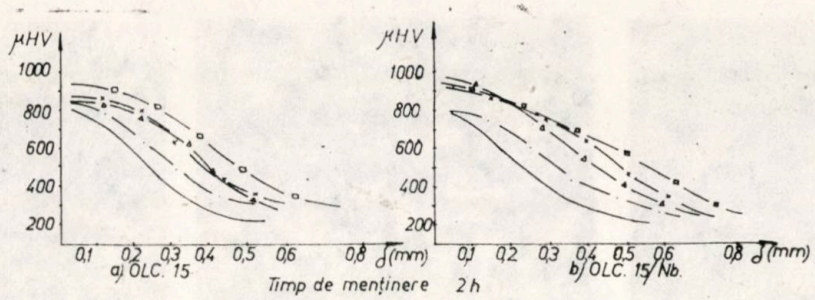


Fig. 2. Variația microdurității pe adîncimea stratului cementat (timp de menținere 2h): *a*) OLC15; *b*) OLC15/Nb
——— temperatura de cementare 900°C; —·—· temperatura de cementare 930°C; —×—× temperatura de cementare 960°C; —Δ—Δ temperatura de cementare 980°C; —□—□ temperatura de cementare 1 000°C

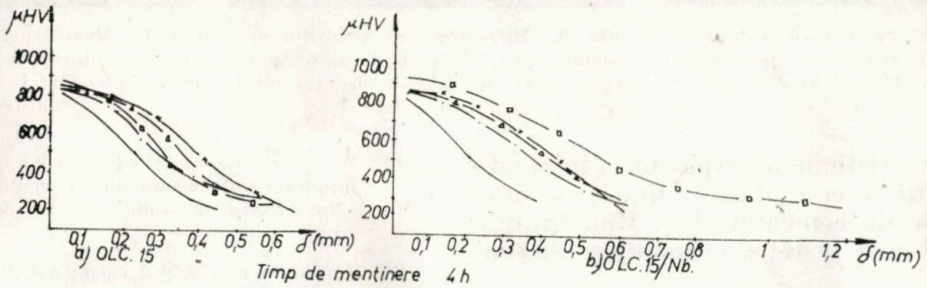


Fig. 3. Variația microdurității pe adîncimea stratului cementat (timp de menținere 4h): *a*) OLC15; *b*) OLC15/Nb
——— temperatura de cementare 900°C; —·—· temperatura de cementare 930°C; —×—× temperatura de cementare 960°C; —Δ—Δ temperatura de cementare 980°C; —□—□ temperatura de cementare 1 000°C

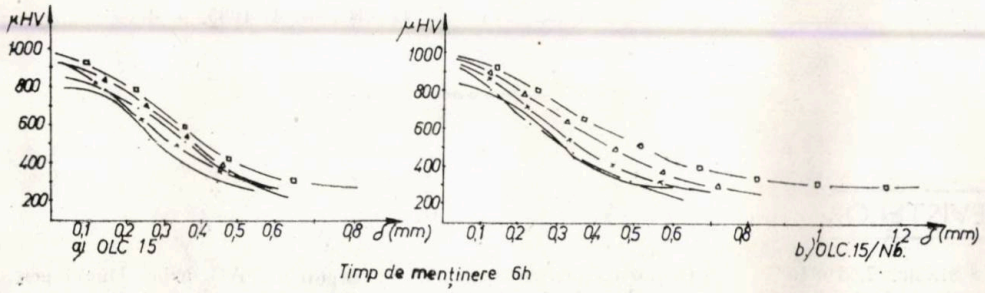


Fig. 4. Variația microdurității pe adîncimea stratului cementat (timp de menținere 6 h): *a*) OLC15; *b*) OLC15/Nb
——— temperatura de cementare 900°C; —·—· temperatura de cementare 930°C; —×—× temperatura de cementare 960°C; —Δ—Δ temperatura de cementare 980°C; —□—□ temperatura de cementare 1 000°C

Fig. 5. Microstructura stratului cementat cu C, 4h la 960°C pentru oțel OLC15/Nb, atac nital 2%, mărire 100 :1

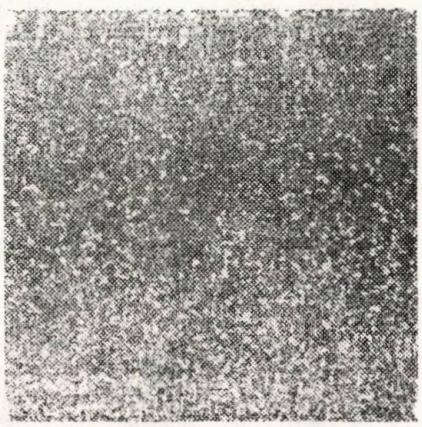


Fig. 6. Microstructura stratului cementat cu C, 6h la 960°C, pentru oțel OLC15/Nb, atac nital 2%, mărire 100 : 1

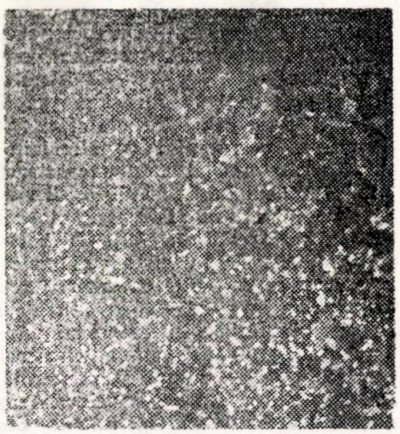


Fig. 7. Microstructura stratului cementat cu C, 6h la 1 000°C, pentru oțel OLC15/Nb, atac nital 2%, mărire 100 : 1

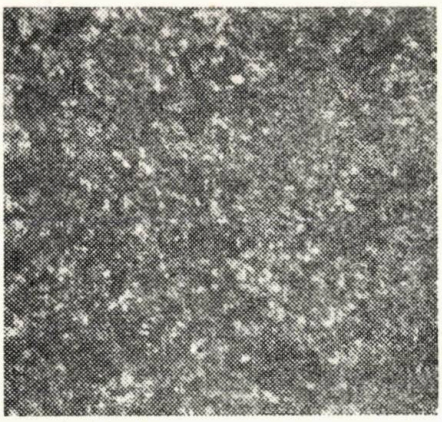


Fig. 8. Microstructura stratului cementat cu C, 4h la 960°C şi călit în apă pentru oţel OLC15/Nb, atac nital 2%, mărire 100 : 1

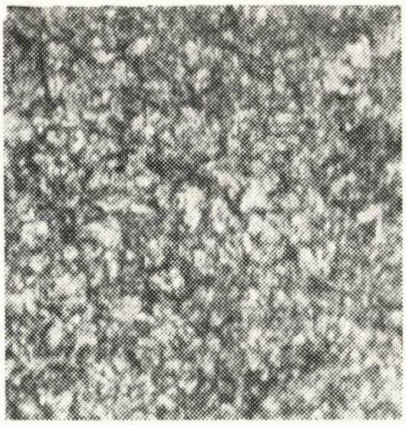


Fig. 9. Microstructura stratului cementat cu C, 6h la 960°C şi călit în apă pentru oţel OLC15/Nb, atac nital 2%, mărire 100 : 1

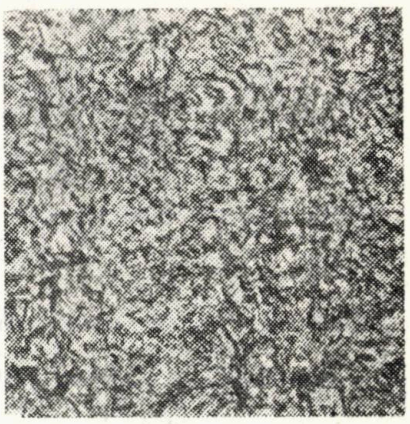


Fig. 10. Microstructura stratului cementat cu C, 6h la 1 000° C şi călit în apă pentru oţel OLC15/Nb, atac nital 2%, mărire 100 : 1

priveşte caracteristicile de exploatare, în condiţiile menţinerii unei granulaţii fine şi a unei cinetici rapide de cementare [4]. Micrografiile obţinute probează justeţea afirmaţiilor de mai sus.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kudielka E., *Producţia aliajelor cu Nb, practica realizării oţelurilor cu conţinut de niobiu şi trecere în revistă a aplicaţiilor oţelurilor cu conţinut de niobiu.* Klöckner Co., R.F.G., extras. Conferinţa ţinută la C.O.S. Tîrgovişte, 1983.

[2] Meyer, L. şi Heisterkamp, F. *Colombium, Titanium* and *Vanadium in Normalized, Thermo-Mechanically Treated and Cold — Rolled Steels.* Micro Alloying '75, p. 153.

[3] Nordberg, H. şi Aronson, B. În: J.I.S.I., S.U.A., 1968, p. 1263.

[4] Isac, Mihaela, Răduc anu, Doina şi Sîrghe, Elena. *Cercetări privind morfologia şi cinetica procesului de cementare cu carbon în atmosferă controlată a oţelului OLC15 microaliat cu Nb.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 43.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1984

Dezvoltarea producţiei de fontă elaborată în furnal la combinatul Krivorojstal, p. 14 — Gură de evacuare a fontei din furnal, de construcţie nouă. Funcţionarea furnalelor cu aglomerate cu bazicitate ridicată, p. 16 — Un sector mecanizat de prelucrare a oalelor pentru transportul fontei, p. 18 — Mărirea eficienţei de separare a fontei şi zgurei în jgheabul principal al furnalului, p. 20 — Reducerea consumului de aluminiu la dezoxidarea oţelului pentru construcţii, p. 22 — Îmbunătăţirea indicatorilor tehnico-economici ai REZ a oţelurilor pentru construcţii, p. 23 — Elaborarea şi introducerea unui sistem dinamic de conducere a procesului de ardere în cuptoarele Martin, p. 24 — Mecanizarea complexă a lucrărilor în domeniul refractarelor, la reparaţiile agregatelor metalurgice, p. 25 — Experienţa exploatării sistemelor de epurare a gazelor la cuptoarele Martin şi tandem, p. 27 — Creşterea calităţii epurării uleiurilor în sistemele hidrotehnice ale utilajelor de prelucrare a deşeurilor, p. 29 — Fabricarea de noi profile economice în L la laminorul continuu de profile uşoare, p. 30 — Dispozitiv pentru marcarea la capetele frontale ale laminatelor în mişcare, p. 31 — Dispozitiv pentru rebobinarea colacilor nerecondiţionaţi de sîrmă laminată, p. 33 — Micşorarea gradului de şlefuire în interior la reducerile ţevilor cu pereţi groşi pe laminoarele cu doi cilindri, p. 35 — Aprecierea cantitativă a calităţii muncii în vederea creşterii eficienţei producţiei, p. 39 — Cote de amortizări pentru renovarea completă şi utilizarea acestora în siderurgie, p. 41 — Utilizarea complexă şi protecţia apelor la Combinatul metalurgic Zapadno-Sibirsk, p. 43.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, 1984

Instalaţii de tratament termic la expoziţia Thermoprocess '84, p. 939 — Utilizarea şi experienţe din exploatare cu controlul procesului cuptoarelor de trecere, p. 947 — Experienţe la căptuşirea jgheaburilor principale în uzinele siderurgice din R.F.G., p. 957 — Recuperarea căldurii de la caupere, p. 963 — Experienţe de un an cu convertizoare de schimb la Mannesmannröhren-Werke AG, uzina Huckingen, p. 969 — Distribuţia dilatării în epruvetele de tracţiune, p. 983 — Oţelul are viitor? p. 987.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 20, 1984

Tendinţe de dezvoltare la fabricarea sîrmei laminate, p. 995 — Modernizarea laminoarelor de bare din oţel, p. 999 — Dezvoltarea calităţii cilindrilor de calibrare, p. 1005 — Măsurarea fără contact a toleranţelor la semifabricatele laminate, cu ajutorul ultrasunetelor, p. 1009 — Tehnologii moderne de laminare pentru reglarea planităţii profilelor, p. 1013 — Optimizarea condiţiilor de laminare la cald pentru îmbunătăţirea şi uniformizarea proprietăţilor materialelor, p. 1017 — Sisteme moderne combinate pentru oţel, chimie şi producerea curentului electric pe bază de cărbune, p. 1025 — Posibilităţi tehnologice şi metalurgice de control al descompunerii aglomeratului, p. 1031 — Un nou procedeu de măsurare pentru determinarea distribuţiei temperaturii pe pereţii camerelor de cocsificare, p. 1039 — Efectele unei instalaţii de recuperare a căldurii gazelor arse pentru preîncălzirea mediilor de ardere pentru caupere asupra gospodăririi energiei, p. 1042.

Conf. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice — București
ing. T. Niculescu

Tehnologii moderne de creștere a monocristalelor

CZ: 669.017:669.172

Procesele de creștere a cristalelor, în vederea obținerii de monocristale, au devenit în stadiul actual tehnologii de vîrf, prin care se obțin produse cu largi și importante aplicații în fizica corpului solid, în metalurgie, în industria optică la obținerea de laseri, prisme, lentile și de oxizi refractari, precum și în industria de bijuterii la producerea de pietre prețioase sintetice (similare cu safirul sau rubinul). În mod deosebit, s-au dezvoltat tehnologiile de creștere a cristalelor în domeniul metalurgiei feroase și neferoase, pentru obținerea de monocristale din metale de înaltă puritate, de exemplu din Cu, Ni, Sn, Mo, W, Ta, Nb, Al, Ag, Au, Pb, Fe. De asemenea, sînt de relevat aplicațiile acestor tehnologii la obținerea de monocristale de siliciu și germaniu, folosite în industria de semiconductoare. Monocristalele sînt corpuri cristaline, ai căror atomi formează rețele tridimensionale foarte regulate, spre deosebire de policristale sau de corpurile amorfe, caracterizate printr-o așezare mai dezordonată a particulelor elementare (fig. 1). Structura foarte regulată

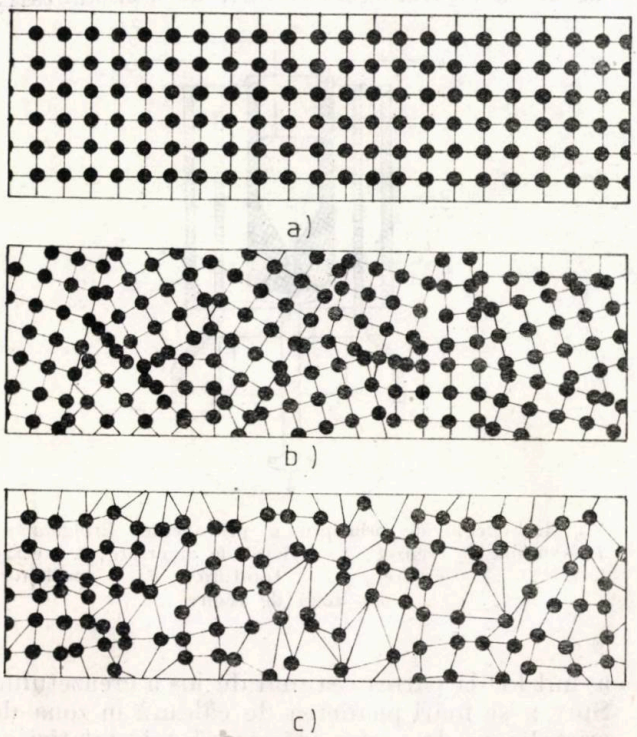


Fig. 1. Aranjamentul particulelor elementare în structura monocristalelor (*a*), policristalelor(*b*)și a corpurilor amorfe (*c*)

a monocristalelor determină ca acestea să aibă caracteristici fizico-mecanice diferite de cele ale policristalelor. Rezistența de rupere a monocristalelor este de 1/100 — 1/1000 din cea a policristalelor. În schimb, monocristalele prezintă excepționale proprietăți de plasticitate. Practic, alungirea monocristalelor este de cîteva ori mai mare decît cea a policristalelor de aceeași natură. Totodată, monocristalele se caracterizează prin proprietăți electrice specifice.

Procedee de creștere a cristalelor și de obținere a monocristalelor. Procedeele de creștere pot fi clasificate după cum urmează:

— tehnologii pentru obținerea de monocristale cu temperaturi joase de topire (Pb, Sn, Cu) prin procedee orizontale sau verticale;

— tehnologii pentru obținerea de monocristale cu temperaturi înalte de topire: procedeele Kyropoulus, Czochralski, Bridgman, Verneuil și tehnica de topire zonală fără creuzet.

În esență, la toate procedeele materia primă metalică folosită sub formă de bară sau pulberi este topită, iar topitura rezultată este adusă într-o stare de subrăcire sau de suprasaturație, în prezența unor cristale de amorsare, cu structură orientată, pe care se dezvoltă, prin creșterea din topitură, monocristalul sub formă de bară cilindrică. În procesul de formare a monocristalelor, trebuie evitate procesele de germinare omogenă sau eterogenă, care sînt specifice obținerii policristalelor. În cazul ideal prin procesul de creștere, structura amorsei este reprodusă tridimensional într-un număr infinit de ori.

Procedeul Kyropoulus (fig. 2). Materia primă este topită într-un creuzet refractar, cu ajutorul unui sistem de încălzire rezistivă sau inductivă, adoptat în funcție de temperatura de topire a materialului (încălzirea inductivă fiind indicată pentru materiale greu fuzibile). Cristalul de amorsare (amorsa), montat într-un dispozitiv de susținere care se rotește, se cufundă în interiorul topiturii. Amorsa fiind răcită împreună cu dispozitivul de susținere, acesta din urmă printr-un circuit interior de apă de răcire permite răcirea locală a topiturii și prelucrarea căldurii de cristalizare, ceea ce are ca efect formarea monocristalului pe interfața topitură-amorsă. Pe măsură ce se formează monocristalul sub formă de bară cilindrică, acesta se trage din baia metalică.

În același timp are loc și rotirea în sens invers a creuzetului cu topitură, ceea ce asigură o bună omogenizare a topiturii și facilitează fenomenele de transfer termic.

Desfășurarea corectă a procesului de creștere depinde de o serie de parametri printre care, în primul rînd, temperatura topiturii,

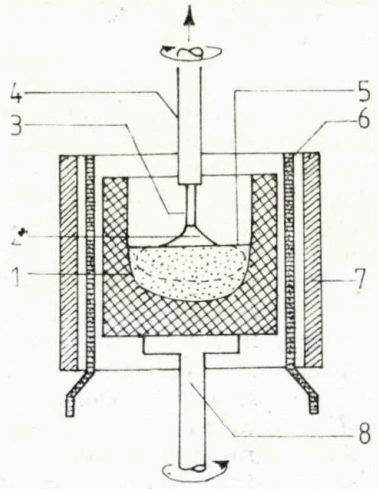


Fig. 2. Schema de principiu a procedeului Kyropoulus: *1* — interfața; *2* — cristalul în creștere; *3* — cristalul de amorsare; *4* — dispozitiv de susținere a cristalului de amorsare; *5* — topitură; *6* — încălzitor; *7* — ecran termic; *8* — suport pentru creuzet

viteza de tragere a monocristalului din topitură și vitezele de rotație ale creuzetului și dispozitivului de susținere a cristalului de amorsare. Viteza de creștere a monocristalului este determinată în principal de transferul căldurii de cristalizare prin intermediul amorsei, precum și de temperatura topiturii.

La început cristalul crește din topitură, prin obținerea de forme poliedrice. Pe măsură ce cristalul devine mai mare, fețele poliedrului își pierd muchiile și cristalul capătă o formă cilindrică regulată. Viteza de tragere în procedeul Kyropoulus ajunge la cîțiva mm/h.

Procedeul Czochralski (fig. 3). Ca și în cazul tehnicii Kyropoulus, materia primă este topită într-un creuzet refractar, în care se introduce cristalul de amorsare. Monocristalul depus pe cristalul de amorsare este extras treptat din topitură, cu viteză constantă de tragere (o turație tipică este de 10 rot/min, putînd fi însă utilizate și alte turații).

Cristalul de amorsare și creuzetul se rotesc în sens invers. Temperatura maximă a topiturii este, în mod obișnuit, limitată la 1 600°C, spre a se evita contaminarea băii metalice, prin eroziunea materialului refractar al creuzetului de topire.

Spre deosebire de procedeul Kyropoulus, în cazul tehnicii Czochralski, interfața între cristalul în creștere și topitură este întotdeauna puțin deasupra suprafeței topiturii.

Viteza de tragere și temperatura topiturii sînt astfel reglate, încît monocristalul crește cu un diametru constant, după ce la începutul tragerii se formează un „umăr" între cristalul n creștere și amorsă.

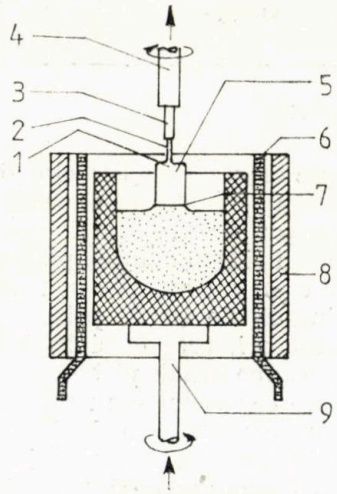


Fig. 3. — Schema de principiu a procedeului Czochralsky: *1* — umăr; *2* — porțiune gituită; *3* — cristal de amorsare; *4* — dispozitiv de susținere a amorsei; *5* — monocristalul în creștere; *6* — încălzitor; *7* — interfață; *8* — ecran termic; *9* — suport de creuzet

Procedul Bridgman (fig. 4). În acest caz, materia primă este topită într-un creuzet refractar, terminat cu o porțiune conică, unde se montează cristalul de amorsare. La atingerea echilibrului termic în topitură, creuzetul cu topitură este coborît lent, cristalizarea

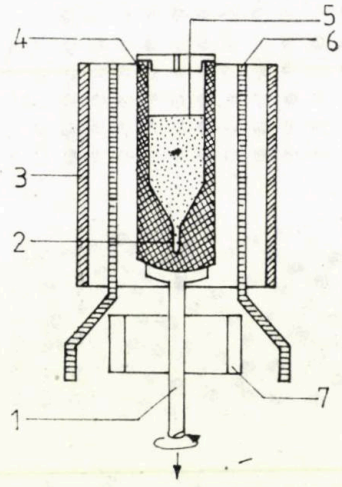


Fig. 4. Schema de principiu a procedeului Bridgman: *1* — suport de creuzet; *2* — cristal de amorsare; *3* — ecran termic; *4* — creuzet; *5* — topitură; *6* — încălzitor; *7* — zonă de răcire

avînd loc la partea cea mai de jos a creuzetului. Spre a se mări pierderea de căldură în zona de cristalizare, la partea inferioară a instalației se montează un sistem de răcire.

Procedeul Verneuil. Acest procedeu se foloseşte pentru obţinerea de monocristale din pulberi metalice, cu puncte de topire foarte înalte şi reactive, de exemplu pulberi de W, Mo, V, Ta, Ti, Zr, Re, a căror topire în creuzete refractare constituie o problemă greu de rezolvat, datorită temperaturii înalte de lucru şi reactivităţii topiturilor cu materialul creuzetului. Este de menţionat că tehnica Verneuil prezintă unele dezavantaje legate în principal de prezenţa de tensiuni interne, din cauza gradienţilor termici în cristale şi de greutăţile ivite datorită alimentării uniforme a instalaţiei cu pulberi.

Procedeul de topire zonală. Acest procedeu ca şi tehnica Verneuil este indicat pentru obţinerea de monocristale din metale cu puncte de topire înalte şi reactivitate ridicată. În afară de aceasta, la topirea zonală se poate realiza şi un efect de rafinare zonală, ceea ce nu se poate obţine la tehnica Verneuil.

În esenţă, procesul de topire zonală (fig. 5) se bazează pe topirea treptată a unei bare policristaline cu ajutorul unui fascicul de electroni sau prin încălzire inductivă. Bara este fixată

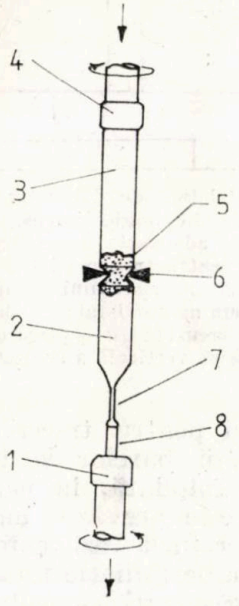


Fig. 5. Schema de principiu a procedeului de creştere prin topire zonală, fără creuzet;
1 — dispozitiv de susţinere a cristalului de amorsare; *2* — monocristal; *3* — policristal; *4* — dispozitiv de susţinere a barei policristal; *5* — zona de topire; *6* — bobină de inducţie; 7 — porţiune gîtuită; *8* — cristal de amorsare

de un dispozitiv de susţinere care este supus mişcării de rotaţie. Cristalul de amorsare este fixat de un dispozitiv de susţinere inferior, care este rotit în sens invers cu bara policristal. Topitura care se formează la începutul procesului se solidifică orientat pe cristalul de amorsare. Pe măsura creşterii monocristalului, zona de topire se deplasează fie prin tragerea în jos a barei monocristal, fie prin deplasarea în sus a sistemului de încălzire.

Pentru obţinerea de monocristale de calitate superioară, trebuie să se asigure formarea unei zone de topire scurte şi încălzirea uniformă a barei policristal pe întreaga sa secţiune transversală. Stabilitatea zonei de topire este determinată de un complex de factori, de exemplu diametrul barei monocristal, lungimea zonei de topire, densitatea şi tensiunea superficială a topiturii. Din considerente legate de conducţia termică, s-a stabilit că lungimea zonei de topire trebuie să fie aproximativ egală cu diametrul barei.

La topirea zonală se folosesc frecvent ambele sisteme de încălzire, bazate pe folosirea fasciculului electronic sau pe încălzirea prin inducţie. În primul caz, procesul decurge la o presiune de lucru sub 10^{-4} torr, iar în cel de al doilea caz, atît în vid cît şi în atmosferă de gaz inert. Folosirea unui vid de peste 10^{-4} torr la topirea cu fascicul de electroni poate determina apariţia de descărcări electrice. Totodată, la un asemenea sistem de încălzire se impune folosirea unor pompe de vid cu debite mari, care să compenseze degajarea puternică de gaze şi substanţe volatile din materialul topit, ceea ce ar putea genera descărcări electrice între bara de policristal şi filamentul aparatului sau la creşterea puternică a curentului de emisie.

La încălzirea cu fascicul de electroni, există avantajul volatilizării unor impurităţi metalice, inclusiv a unor oxizi cu tensiuni mari de vapori, conţinute iniţial în bara policristal, proces care asigură rafinarea zonală a barei.

Procedeul de încălzire cu fascicul de electroni nu se poate aplica cu randamente satisfăcătoare în cazul materialelor metalice de bază cu tensiune mare de vapori, cînd este mai eficientă încălzirea inductivă.

Din practică s-a dovedit că, la încălzirea cu fascicul de electroni, este mai indicată schimbarea zonei de topire, prin deplasarea sursei de încălzire (poziţia tunului de electroni), întrucît deplasarea barelor mono- şi policristal produc trepidaţii in mecanismele de acţionare, care se transmit zonei de topire şi cristalului în creştere, modificînd defavorabil structura acestuia. În schimb, folosirea sistemului de deplasare a barelor permite, datorită construcţiei instalaţiei, obţinerea unor monocristale cu lungimea dublă, comparativ cu sistemul de deplasare a sursei de încălzire.

Încălzirea inductivă în atmosferă de gaz protector elimină dezavantajul unor viteze mari de volatilizare a elementelor din materialul iniţial, în schimb există pericolul de ionizare a gazului, dacă tensiunile aplicate sînt prea ridicate, acest dezavantaj fiind însă înlăturat dacă se utilizează o bobină de inducţie cu o singură spiră, cînd impedanţa bobinei este

joasă, tensiunea mică, iar curentul are valori ridicate.

Încălzirea inductivă cu frecvenţă joasă oferă avantajul posibilităţii de obţinere a unor bare monocristal cu diametre mari, ca urmare a repartiţiei uniforme a căldurii pe toată secţiunea transversală a barei. În acest caz însă trebuie folosite generatoare de mare putere. S-a constatat în acest sens că sînt necesare practic 16 unităţi de topire cu fascicul de electroni, pentru a se produce aceeaşi cantitate de bare policristal cu cea obţinută la o instalaţie de topire zonală cu încălzire inductivă de joasă frecvenţă.

La sistemul de încălzire inductivă, zona de topire este deplasată prin mişcarea barelor, întrucît deplasarea inductorului ar duce la modificarea impedanţei acesteia, cu efecte nefavorabile asupra puterii de alimentare.

Atît la încălzirea cu fascicul de electroni, cît şi la cea inductivă, o problemă foarte importantă este controlul temperaturii topiturii, ceea ce în instalaţiile actuale se realizează în bune condiţii, prin reglarea curentului, fără folosirea unor aparate de măsură a temperaturii.

Prin procedeul de topire zonală, se pot realiza monocristale din aliaje, prin unul din următoarele variante :

— înfăşurarea barei policristal cu o sîrmă din elementul de aliere minoritar (solvat);

— folosirea de bare policristal turnate din aliajul respectiv, aduse la dimensiunile dorite prin prelucrare mecanică;

— utilizarea de bare policristal, obţinute din pulberi metalice prin presare şi sinterizare (în acest caz, se impune o bună degazare în vid a pulberilor, pentru a se asigura un conţinut minim de gaze în barele monocristal).

Instalaţii pentru creşterea cristalelor. În prezent, pe plan mondial s-au realizat foarte multe tipuri de instalaţii de laborator şi industriale, folosite pentru obţinerea de monocristale din diferite materiale metalice şi nemetalice. În figura 6 se prezintă schema unei instalaţii de laborator produsă de firma Leybold-Heraeus (R.F.G.), din seria EKZ. Aceasta este o instalaţie complexă, care dispune de toate facilităţile pentru realizarea proceselor de creştere după procedeele Kyropoulus, Czochralski, Bridgman şi prin topire zonală. Instalaţiile din seria EKZ sînt echipate cu creuzete cu diametre de 40 mm pentru procedeul Bridgman şi de 85—105 mm pentru celelalte tehnici. Aceste instalaţii sînt prevăzute cu recipiente de lucru cu diametrul de 250 — 350 mm şi înălţimea de 400 sau 500 mm, în care se află creuzetul şi inductorul (se practică încălzirea inductivă) şi în care se poate face un vid pînă la 10^{-5} mbar sau se introduce un gaz inert (argon), la o suprapresiune de 1,5 — 100 bar. Recipientul şi placa de bază ale acestuia au pereţi dubli, pentru răcire cu apă. De placa de bază sînt fixate flanşe pentru trecerile de curent pentru alimentarea inductorului. În partea cilindrică a recipientului, sînt prevăzute flanşe pentru racordul la instalaţia de vid, pentru

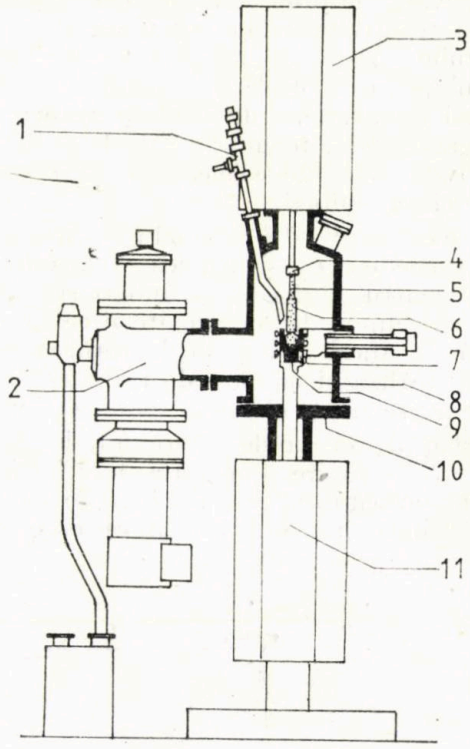


Fig. 6. Schema instalaţiei de laborator pentru creşterea cristalelor, fabricaţie Leybold-Heraeus, seria EKZ [4]: *1* — dispozitiv pentru adaosuri; *2* — sistemul de pompe de vid; *3* — dispozitiv pentru tragerea barei monocristal; *4* — dispozitiv de susţinere a cristalului de amorsă; *5* — cristal de amorsare; *6* — bara monocristal; *7* — inductor; *8* — recipient de lucru; *9* — creuzet; *10* — placa de bază; *11* — sistemul de deplasare pe verticală a creuzetului de topire.

vacuummetre şi pentru trecerile coaxiale, în vederea deplasării barelor la topirea zonală (fără creuzet). Totodată, în partea cilindrică a recipientului este prevăzut un vizor pentru controlul temperaturii rezistenţei de încălzire cu un pirometru de radiaţie totală. Pe capacul recipientului se găsesc flanşe pentru introducerea barei policristal, pentru dispozitivele de vizare şi de introducere de adaosuri în topitura din creuzet, precum şi racordul pentru introducerea gazului inert. Arborii pentru rotirea barelor şi a creuzetului de topire, precum şi pentru deplasarea pe verticală a barei monocristal sînt acţionaţi de motoare de curent continuu prin intermediul unor reductoare de turaţii. Fiecare din cei doi arbori poate fi acţionat şi cu un mecanism de deplasare rapidă, pentru aducerea în poziţie de lucru a creuzetului de topire şi a cristalului de amorsare. De asemenea, recipientul de lucru poate fi deplasat pe verticală cu ajutorul unui dispozitiv hidraulic şi pivotat

manual. Turația arborelui superior de tragere variază în limitele 4—40 rot/min, iar avansul pe verticală, între 1 și 280 mm/min, în timp ce turația arborelui inferior, pentru rotirea pe verticală a creuzetului, poate avea o turație de 4—40 rot./min, precum și un avans de 1—40 mm/min, corespunzător unei curse maxime de 140 sau 300 mm.

Ca accesorii, instalația este prevăzută cu instalația de vid, alcătuită din pompe rotative pentru vid preliminar și de difuzie pentru vid înaintat, aparatură de măsură a temperaturii și presiunii din recipientul de lucru, precum și componentele și sistemele de control al temperaturii pentru gradienții de temperatură în cazul tehnicii adiționale Bridgman. Instalația este echipată cu trei sisteme de încălzire:

a) Rezistențe de încălzire pentru temperaturi pînă la 900, 1 600 și 2 000 °C, constînd din elemente de grafit cu ecrane de radiație.

b) Rezistențe de încălzire pentru temperaturi pînă la 2 300 °C, care constau din plase de wolfram cu ecrane de radiație. În cazurile *a*) și *b*), rețeaua de alimentare cu curent include un transformator de curent și un sistem de control cu tiristori.

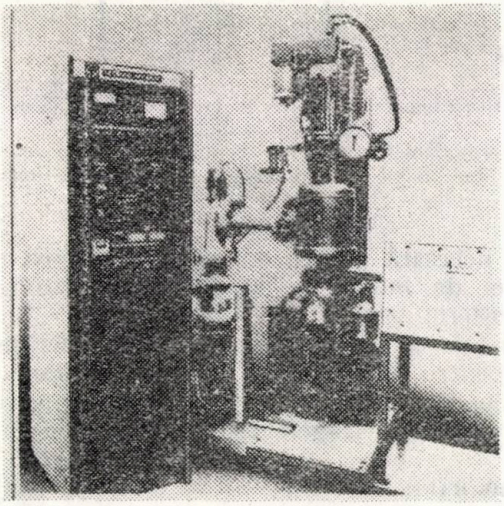


Fig. 7. Vedere generală a instalației de laborator Leybold-Heraeus, EKZ 250/200 [3]

c) Încălzire inductivă pentru temperaturi pînă la 1 600 respectiv 2 000° C, folosită în special pentru topirea zonală sau cînd se formează o atmosferă oxidantă în timpul procesului de tragere. Sistemul de încălzire inductivă este alimentat cu generatoare statice de înaltă frecvență. Instalația EKZ este deservită de un dulap de comandă, pe care se află toate comenzile și aparatura de măsură și control (fig. 7). În figura 8 este prezentată schema de principiu a instalației EKZ 1600/700, produsă de firma Leybold-Heraeus, care este o instalație specială, destinată obținerii de monocristale mari de germaniu, prin așa-numitul procedeu cu „creuzet plutitor". În acest caz, în creuzetul principal în care se află topitura de germaniu se găsește amplasat un al doilea creuzet, care are un diametru interior cu puțin mai mare decît diametrul exterior al monocristalului în

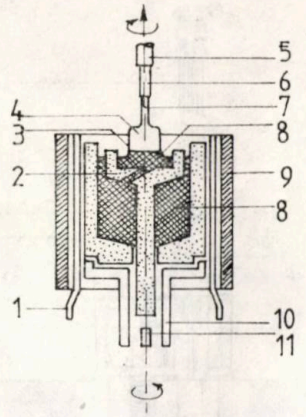


Fig. 8. Schema de principiu a instalației EKZ 1600/700 cu creuzet plutitor pentru obținerea monocristalelor de germaniu [3]:
1 — rezistență electrică de încălzire; *2* — creuzet plutitor; *3* — interfață; *4* — monocristalul în formare; *5* — dispozitiv de susținere a cristalului de amorsare; *6* — cristal de amorsare; *7* — porțiune gîtuită; *8* — topitură; *9* — ecran termic; *10* — dispozitiv de susținere; *11* — contragreutate

creștere, aceasta pentru ca topitura să fie menținută un timp cît mai scurt posibil în creuzetul plutitor. Acesta din urmă are pe fund o fantă prin care pătrunde din creuzetul principal cantitatea de lichid necesară pentru formarea treptată a monocristalului.

Cele două creuzete ale instalației sînt confecționate din grafit extrapur și au suprafețele tratate în mod special. Ca echipament de încălzire se utilizează o rezistență electrică, care asigură o temperatură maximă în creuzetul principal, de 1 200 °C. Instalația lucrează în vid sau în atmosferă de gaz inert. Controlul temperaturii elementului de încălzire se realizează cu ajutorul unui pirometru, instalația fiind dotată și cu un sistem de reglare automată a temperaturii de încălzire. Diametrul exterior al monocristalului în formare este controlat permanent printr-un sistem de baleiere optic, care acționează în final un dispozitiv de reglare automată a vitezei de tragere a monocristalului. Cu ajutorul acestui dispozitiv, dacă diametrul monocristalului devine prea mare, viteza de tragere este mărită, în timp ce o scădere a diametrului duce la scăderea vitezei de tragere. Prin variația vitezei de tragere, se modifică cantitatea de metal lichid ce pătrunde în creuzetul plutitor și prin aceasta diametrul cristalului în creștere. Principiul de lucru al instalației EKZ 1600/700 se bazează pe tehnica Czochralski.

O extindere importantă în obținerea monocristalelor de siliciu au luat-o instalațiile de topire zonală, fără creuzet de topire. Absența creuze-

tului la aceste instalații evită contaminarea topiturii cu incluziuni nemetalice, permițînd obținerea de monocristale lipsite total de oxigen și cu mare rezistență ohmică. În figura 9 se prezintă schema instalației de topire zo-

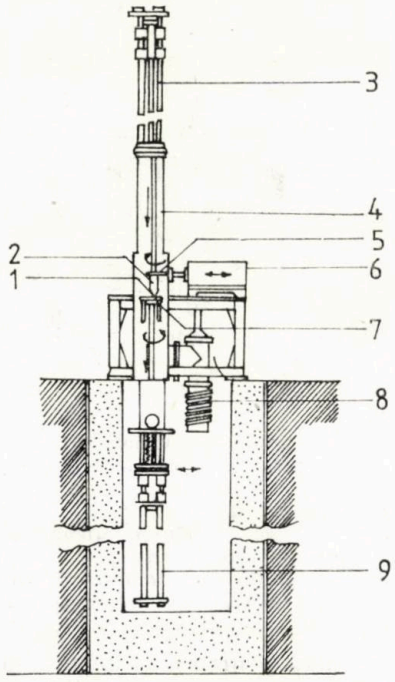


Fig. 9. Schema instalației de topire zonală TFZ 1600/35, Leybold-Heraeus [3]:
1 — cristal de amorsare; *2* — monocristal; *3* — sistem de alimentare superior; *4* — bara policristal; *5* — bobină de inducție de înaltă frecvență; *6* — circuit oscilant de înaltă frecvență; *7* — dispozitiv de prindere a barei monocristal; *8* — pompă de difuzie; *9* — sistem de tragere

nală TFZ 1600/35 produsă de Leybold-Heraeus, care poate produce monocristale de siliciu cu diametrul pînă la 80 mm și greutate pînă la 10 kg.

Figura 10 prezintă o instalație de creștere a cristalelor bazată pe procedeul Bridgman, alcătuită dintr-un cuptor cu gradient termic pe verticală, care lucrează cu viteze de cristalizare foarte mici. Procesul de creștere decurge la această instalație în atmosferă de gaz inert sau oxigen pur, la temperaturi pînă la 1 700 °C. Instalația dispune de un creuzet, la baza căruia se fixează cristalul de amorsare și care este deplasat pe verticală și supus, în același timp, mișcării de rotație, cu o turație constantă de circa 1 rot./min. Creuzetul de topire este montat în interiorul unui tub din alumină pură, care la rîndul său este introdus într-un alt tub refractar, încălzit la exterior cu o rezistență spiralată de molibden. Întregul ansamblu este montat într-o carcasă tubulară în care se fixează termoelementele pentru controlul gradientului de temperatură pe verticală. Din motive de siguranță, spațiul liber între cele două tuburi este etanșat și alimentat cu un flux de azot. Alimentarea cu hidrogen a carcasei tubulare exterioare

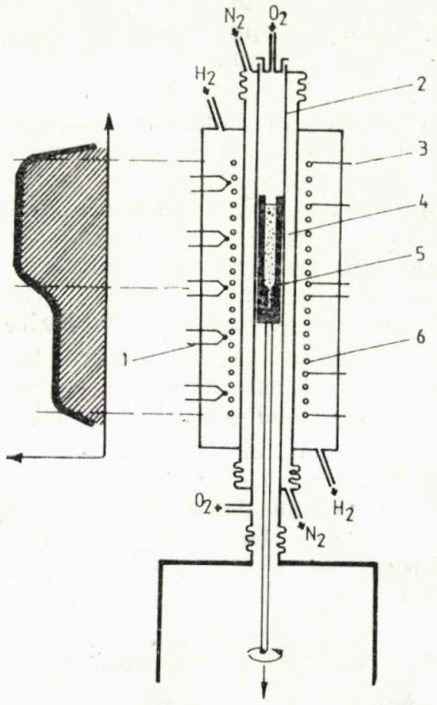


Fig. 10. Schema instalației de creștere a cristalelor, după procedeul Bridgman [3]:
1 — termoelement; *2* — tub ceramic; *3* — conexiuni electrice; *4* — cristal de amorsare; *5* — creuzet; *6* — rezistență spirală de molibden

este necesară pentru a se evita arderea rezistenței de molibden, în contact cu oxigenul atmosferic.

Instalația este prevăzută cu un microprocesor pentru controlul și reglarea programată a temperaturilor de lucru, precum și pentru reglarea vitezei de tragere a creuzetului de topire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sinnot, M. J. *Etude théorique et pratique de l'état solide*. Paris, Ed. Eyrolles, 1961.
[2] Weinberg, F. *Tools and Techniques in Physical Metallurgy*. New York, Ed. Marcel Dekker, Inc., 1970.
[3] * * * *Crystal Growing from the Melt*. Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983 (prospect).
[4] * * * *Laboratory Plants for Crystal Growing from the Melt*. Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983 (prospect).
[5] * * * *Universell umrüstbare Labor-Kristallisieranlage zum Kristallzüchten aus der schmelze*, EKZ 250/200. Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983 (prospect).
[6] * * * *Furnace for the Production of Si-Monocrystals*. Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983 (prospect).
[7] Drechsel, D. *Technology of Crystal Growing from the Melt and Production of Large Silicon Single Crystals by the Czochralski and Float Zone Method*. Leybold-Heraeus GmbH, R.F.G., 1983.

Neue Hütte, R.D. G., nr. 7, 1984

Stadiul tehnicii de laminare la rece pentru fabricarea benzilor subțiri din aluminiu, p. 241 — Contribuție la necesarul de forță și forță de muncă la laminarea la rece a benzilor turnate din Al 99,5, p. 245 — Măsurarea distanței între cilindri cu ajutorul microcalculatoarelor, cu compensarea excentricității cilindrilor, p. 246 — Influența îndreptării cu role asupra calității benzii de dinam îndreptată prin tragere, p. 247 — Metode de determinare a fluxului de materiale la deformare, p. 251 — Modelul capacității de deformare a oțelurilor în condițiile unui proces discontinuu de deformare la cald, p. 255 — Calcularea gradului de deformare la calibrări neregulate, p. 259 — Studii asupra stadiului deformării la încercarea de torsiune la cald, p. 263 — Deformabilitatea aliajelor de fier-crom-cobalt, p. 268 — Conceptul tehnic al cuptoarelor de recoacere cu vatră mobilă, cu recuperarea căldurii și comanda microelectronică a procesului, p. 270 — Al 28-lea schimb de experiență „Metalografie și plastografie", p. 276 — Controlul materialelor în procesul tehnologic, p. 277.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 8, 1984

Experiențe de producție cu o instalație KOSTE de insuflare a prafului de cărbune în furnal, p. 281 — Influența CaS asupra comportării între zgurele $CaO-Al_2O_3-CaF_2$ și metalul lichid, p. 284 — Contribuție la clarificarea mecanismelor efective la folosirea pulberilorla turnarea continuă, p. 287 — Influența feritei δ și a impurităților de plumb asupra deformabilității la cald a oțelurilor stabilizate cu titan, austenitice Cr—Ni (—Mo), p. 288—Legături reciproce între etapele de producție în procesul de topire și laminare, p. 293 — Răcirea profilelor fine pe patul de răcire, p. 298 — Măsurarea forței de tragere și a puterii la tragerea la rece a sîrmelor din oțel nealiat, p. 302 — Aplicarea metodei elementelor finite asupra procesului de forfecare, p. 306 — Metoda CRAB și aplicarea ei la transformarea martensitice $\alpha \rightarrow \varepsilon$ a oțelurilor, p. 311 — Studii electrochimice asupra aliajelor de cupru-antimon, p. 316 — Utilizarea microcalculatoarelor în tehnica de măsurare și automatizare, p. 317.

Stahl und Eisen, R. F. G. nr. 16, 1984

Siguranța tehnică în societatea industrială din R. F. G., p. 753 — Metalurgia la tîrgul METEC '84, p. 756 —Congresul „Procedee de insuflare 1984", p. 764 — Reacții metalurgice la procedeele de insuflare a oxigenului cu barbotare de gaze inerte, p. 767 —Valorificarea zgurei LD la fabricarea clincherului de ciment Portland și a fontei, p. 774 — Experiențe la descărcarea fără zgură la elaborarea oțelului special, p. 781— Determinarea consumului de electrozi în condiții variabile de utilizare dintr-o oțelărie electrică, p. 785 — Manipulator de forță pentru lingouri de 250 t, p. 793 — Extracția și utilizarea gazului de convertizor de la oțelăria cu insuflare de oxigen Bruckhausen din cadrul firmei Thyssen Sahl A. G., p. 795— Metec, Gifa, Thermprocess — trei tîrguri cu succes, p. 807.

Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 17, 1984

Tehnica deformării prezentată la tîrgul „METEC'84", p. 817 — Al 2-lea Congres internațional de laminare, p. 827 — Siguranța îmbinărilor sudate în puncte la o tablă din oțel St 14 la solicitarea prin lovire, p. 831 — Energia de deformare și coeficientul de frecare la ambutisarea adîncă a tablei de caroserii, p. 835 — Îmbinarea, lipirea și sudarea tablelor de ambutisare de înaltă rezistență p. 839 — Posibilități de utilizare a materialelor turnate continuu la fabricarea arcurilor parabolice, p. 841 — Optimizarea procurării și distribuției gazului metan și curentului electric într-o oțelărie de oțeluri speciale, p. 848 — Reoxidarea firului turnat și formarea incluziunilor la turnarea continuă a bramelor, p. 855 — Procedeul Inred-Iron la elaborarea fontei brute, p. 864 — Situația pe piața oțelului, p. 867.

Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 18, 1984

METEC'84— tehnologie, comandă, și transport, p. 881 — Combinatul metalurgic Aladja din Warri — Nigeria — construirea unui complex industrial într-o regiune nedezvoltată, p. 887 — Magneți răciți cu aer pentru transportul semifabricatelor calde, p. 899 — Experiențe cu cutii reci din cupru la Krupp Stahl AG în Rheinhausen, p. 901 — Economie de combustibili la un cuptor de forjă cu vatră mobilă cu ajutorul modulelor din fibre refractare, p. 905 — Controlul materialelor la expoziția „METEC'84", p. 907 — Importanța încercărilor cu probe de dimensiuni foarte mari, p. 913—Seminarul Unido asupra dezvoltării industriei siderurgice în țările în curs de dezvoltare, p. 927.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 1, 1984

Factorii care influențează productivitatea cuptoarelor de cocsificare, p. 9 — Sondaje verticale triple la furnalul nr. 2 de la Joeuf, p. 23 — Controlul conținuturilor de azot în procesul de elaborare a oțelului de la Societatea Sollac, p. 35 — Influența coroiajului asupra calității interne a produselor de la turnarea continuă, p. 43 — Exploatarea uzinelor siderurgice, p. 55 — Proprietățile și tenacitatea oțelurilor utilizate în industriile chimică și nucleară, p. 65.

Revue de Métallurgie— C. I. T., Franța nr. 6, 1984

Bilanțul energetic al unei cocserii, p. 461 — Controlul fenomenelor de circulație a substanțelor alcaline în furnalele uzinei de la Sollac — Patural, p. 467 — Modelul IRSID de automatizare a răcirii secundare la turnarea continuă a bramelor, p. 475 — Optimizarea unui laminor tandem la rece pentru modelarea și utilizarea comenzilor numerice, p. 485 — Fierul vechi în siderurgie, p. 501 — Oțeluri galvanizate cu performanțe ridicate, pentru ambutisarea pieselor din structura caroseriei, p. 507 — Valoarea raportului R_e/R_m pentru țevi sudate, de diametru mare, p. 521— Îmbunătățirea calității țaglelor turnate continuu datorită combinării agitării electromagnetice, p. 533.

Metal Progress, S. U. A., nr. 7, iunie, 1984

Noi direcții în domeniul metalelor neferoase, p. 21 — O abordare sistematică a analizei rupturii — Partea a II-a, p. 37.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 5, 1984

Influența parametrilor tehnologici de tratare a oțelului în afara cuptorului asupra uzurii materialelor refractare în zona de zgură a oalelor de la instalațiile tip cuptor-oală, p. 4 — Influența unor adaosuri asupra rezistenței produselor din silica, p. 7 — Măcinarea pulberilor în sistemul periclaz-dunit-cromit, p. 9 — Controlul defectelor de suprafață în vederea evaluării deteriorării termice a ceramicii poroase, prin utilizarea metodei capilare luminiscente, p. 12 — Modificarea compoziției de fază și a proprietăților refractarelor cu conținut mare de alumină după menținerea acestora în mediu de hidrogen, p. 15 — Studiere, dolomitei din zăcămîntul Belii Kamen p. 19— Obținerea clincherului de ciment cu conținut mare de alumină, prin topire în cuptor electric, p. 25 — Piese refractare pentru termometre pentru controlul repetat al temperaturii de la —193°C, pînă la 1 100°C, p. 27 — Proprietățile fizico-chimice ale sedimentelor apelor de recirculație, la uzina de refractare Zaporojie, p. 30 — Utilizarea aparatului Zvuk— 202 pentru controlul proprietăților produselor refractare, p. 34—Puterea de radiație integrală și conductibilitatea termică a materialelor refractare cu fibre, p. 37—Încercarea boltii suspendate de la cuptorul electric cu arc de mare tonaj pentru elaborarea oțelului, p. 40 — Studierea maselor pe bază de cuarțit de Ovrucisk cu adaosuri de nisip cu granulație mijlocie și acid boric, în vederea căptușirii cuptoarelor electrice de inducție pentru elaborarea oțelului, p. 44 — Un consum economic și rațional de materiale refractare, p. 47 — Materiale refractare din caraură de siliciu pentru căptușirea furnalelor, pe plan mondial, p. 49 — Materiale fibroase noi, p. 52.

Iz. VUZ — Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 6, 1984

Proprietăţile termodinamice ale topiturilor din sistemul fier-cupru, p. 1 — Asimilarea incluziunilor nemetalice cu zgura în condiţii de neechilibru, p. 5 — Compoziţia de fază a brichetelor cu shungit în cazul încălzirii izotermice p. 9 — Reprezentarea cîmpurilor de temperatură în vederea aprecierii neuniformităţii radiale în cuva furnalului, p. 11 — Formarea calităţii la aglomerarea peletelor de la Kacikanarsk, p. 14 — Cercetarea disocierii hematitului din peletele de minereu de fier în instalaţii combinate, p. 17 — Cercetarea influenţei numărului de staţii de funcţionare a distribuitorului rotativ tip de încărcătură asupra uniformităţii repartizării materialelor pe circumferinţa furnalului, p. 20 — Programe de încărcare pentru o repartizare mai bună a materialelor de încărcătură pe circumferinţa furnalului, p. 25 — Cinetica desulfurării peletelor tratate cu fondanţi în medii gazoase, cu conţinut diferit de oxigen, p. 27 — Repartizarea curentului de gaze la gura de alimentare a furnalului pe parcursul elaborării, p. 35 — Asimilarea azotului de către oţelul slab aliat la insuflarea într-o oală de 300 t, p. 39 — Compoziţia de fază şi structura feroaliajelor cu conţinut de crom, p. 41 — Modelul matematic al procesului de trefilare a sîrmei bimetalice, p. 46 — Rezistenţa elementelor cu pereţi subţiri la răcirea profilelor laminate la cald, p. 49 — Analiza şi optimizarea pe calculatorul electronic a regimurilor tehnologice de laminare a profilelor pe linia de laminare cu caje paralele, p. 53 — Precizarea teoriei de ungere hidrodinamică la trefilare, p. 58 — Alcătuirea unor cîmpuri cinematice posibile ale vitezelor din blocuri rigide pentru procesele de deformare tridimensională, p.60 — Metoda de determinare a coeficientului de frecare la trefilare, p. 63 — Apropierea pereţilor cavităţilor în metal, la laminare, p. 66 — Influenţa vitezei de laminare asupra mărimii unghiului neutru, p. 69 — Studierea legăturii mărimii de deschidere critică a fisurilor şi a structurii oţelului termostabil turnat, după o exploatare timp de 100 mii h, p. 71 — Rezistenţa austenitei suprarăcite a oţelului din pulberi JGrO 8Mo, 25, cu porozitate diferită, p. 76 — Influenţa durificării termice asupra relaxării tensiunilor şi asupra tendinţei oţelului la degradarea fragilă, p. 80 — Alegerea tratamentului termic pentru oţelul 30HGSA, care asigură rezistenţă maximă la fisurare şi rezistenţă la uzură, p. 85 — Ordonarea şi stabilizarea austenitei în aliajele Fe—C, p. 88 — Defectele stratului durificat la călirea oţelului cu laser, p. 91 — Paletele plăcilor de sprijin din oţeluri rapide pentru sinteza materialelor foarte dure, p. 96 — Analiza texturii tablei din oţel 12H18N10t cu ajutorul funcţiilor de repartizare a cristalelor după orientări, p. 98 — Influenţa presiunii şi a compoziţiei fazei gazoase asupra recrisalizării feritei silicioase, p. 102 — Particularităţile de structură ale stratului activ al lingotierelor în perioade diferite de exploatare, p. 105 — Particularităţile funcţionării termice a straturilor compacte de la regeneratoare, p. 108 — Sisteme de prognozare — restaurare, p. 111 — Algoritm de calcul operativ al compoziţiei încărcăturilor cu mai multe componente, p. 116 — Influenţa acţiunilor perturbatoare dinamice asupra productivităţii sectoarelor tehnologice din uzine metalurgice, p. 120 — Influenţa evidenţei întîrzierilor de transport asupra transmiterii acţionărilor la laminorul continuu, p. 123 — Dispozitiv de clasificare şi de înregistrare a solicitărilor mecanice în detaliile laminoarelor, p. 126 — Stabilirea puterii de acţionare a maşinilor pentru îndreptarea laminatelor cu secţiune dreptunghiulară, p. 129 — Cercetarea experimentală a dinamicii mecanismelor cu şurub de extragere a lingourilor din cuptoarele cu fascicul de electroni, p. 134 — Model matricial şi vectorial al cajei de laminare ca obiect al reglării combinate a grosimii şi profilului laminatului, p. 137 — Aprecierea experimentală a indicatorilor de siguranţă la piesele utilajului metalurgic, p. 140 — Aplicarea hozrasciotului în acord, în întreprinderile metalurgice , p. 143 — Principiile prognozării economice a desfăşurării proceselor de producţie în întreprinderile metalurgice, p. 147 — Modelarea matematică a proceselor de solidificare a metalelor şi aliajelor, p. 152 — Încărcarea de exploatare a discurilor de sprijin de la rotorul răsturnătorului de vagoane VRS—125, p. 154 — Influenţa condiţiilor de evacuare şi de dezoxidare a oţelului electrotehnic de convertizor asupra pierderilor de ferosiliciu, p. 155 — Oxidarea băii de elaborare a oţelului la retopirea peletelor metalizate de la Kacikanarsk, p. 155 — Caracteristici statistice complete ale microdeformaţiilor, p. 156 — Precizări pentru calculările cuptoarelor cu vatră păşitoare, p. 157.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 21, 1984

Prevederea şi reducerea arcuirii de readucere la îndoirea tablelor de oţel de înaltă rezistenţă, p. 1059 — Ultimele proiecte în domeniul sistemului de acoperire Galfan, p. 1073 — Aspecte economice şi tehnice ale protecţiei coroziunii. Seminarul Comitetului E.C.E., p. 1081 — Eficienţa răcirii laminar-ortogonală cu apă la laminoarele de bandă la cald, p. 1083 — Proprietăţile tehnologice şi fiziologice ale lichidelor sub presiune, p. 1093 — Studii teoretice asupra unui proces de caupere — turbine cu gaze, ca posibilitate de economisire a energiei, p. 1103 — Viitorul acoperirii benzilor de oţel, p. 1109.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, 1984

A 18-a Sesiune IISI în Chicago, speranţe pentru stabilizarea situaţiei, p. 1119 — Funcţionarea şi experienţe de exploatare la o instalaţie pilot pentru combinarea răcirii uscate a cocsului cu preîncălzirea cărbunilor la oţelăria Peine-Salzgitter AG, p. 1123 — Dezvoltări în etapele premergătoare elaborării oţelului sub aspectele materiilor prime şi energiei, p. 1129 — Procedeul Plasmareforming de obţinere a gazelor reducătoare, p. 1137 — Dezvoltarea şi stadiul procedeului KS la Georgsmarienhütte, p. 1143 — Primele rezultate obţinute la un cuptor semiindustrial cu plasmă cu curent alternativ, p. 1149 — Măsuri de metalurgie în oală pentru îmbunătăţirea produselor turnate continuu, p. 1154 — Utilizarea bramelor calde şi laminarea directă, p. 1161 — Tehnologia CVC la laminoarele la rece, p. 1167 — Măsuri de utilizare a căldurii reziduale la furnalul Phoenix din cadrul firmei Hoesch Hüttenwerke AG, p. 1171 — Table rezistente la uzare, p. 1176 — Oţelul are viitor? p. 1185.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 9, 1984

Cîteva probleme ale perfecţionării planificării operative a producţiei, p. 321 — Un sistem operativ de conducere a producţiei, reprezentat prin exemplul estimării calităţii oţelurilor speciale, p. 326 — Influenţa normelor şi normativelor asupra planurilor operative ale unităţii topire-laminare şi considerarea lor în procesul de proiectare, p. 329 — Cîteva aspecte ale evaluării defectelor la mijloacele tehnice de producţie, p. 333 — Un sistem de determinare a siguranţei — aplicarea lui la echipamentul mecanic al laminoarelor, p. 337 — Aspecte economice ale siguranţei instalaţiilor metalurgice, p. 340 — Efectivitatea proceselor de laminare a produselor plate, p. 347 — Comanda optimă a foarfecelor rotative pentru laminoare cu ajutorul microcalculatoarelor, p. 351.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 10, 1984

Stadiul tehnologiei elaborării oţelului în cuptoarele cu fascicul de electroni cu masa lingoului pînă la 100 t, p. 361 — Experienţe de producţie la aplicarea injecţiei în oală, p. 366 — Instalaţie de tratament metalurgic în oală a oţelului, p. 369 — Tehnologia metalurgiei în oală şi aplicarea ei la fabricarea oţelurilor de calitate şi superioare, p. 372 — Cristalografia martensitei BURST în oţeluri, p. 375 — Echilibru între azotul gazos şi cel dizolvat în fierul solid, p. 378 — Contribuţie la comportarea microsegregaţiilor în oţelurile Cr—Ni, pe 382 — Încercarea unei instalaţii de măsurare pentru studierea comportării la curgere a pulberilor de turnare, p. 383 — Studii asupra oboselii termice a lingotierelor din fontă cenuşie, cu ajutorul maşinilor de încercare servohidraulice, p. 387 — Determinarea temperaturii critice de rigidizare Tk_0 din curba de rezilienţă — temperatură, p. 389 — Comportarea anodică a aliajelor cupru-sulf într-un electrolit de sulfat de cupru, p. 390.

SZAKINFORMÁCIÓS ORSZÁGOS KÖZPONTI HIVATAL 1988

La Tîrgul internaţional de la Leipzig, în centrul tuturor preocupărilor se află relaţiile comerciale.
Avem o tradiţie de 819 ani în domeniul tîrgurilor , ceea ce astăzi este foarte important pentru dv.

Leipzig vă oferă
într-un singur loc şi numai în şapte zile:

- Tratative în domenii reprezentative ale industriei R.D.G.
- Contacte cu parteneri comerciali potenţiali din întreaga lume, în domeniul care vă interesează.
- Informaţii asupra realizărilor de vîrf şi asupra unor tehnologii de înaltă productivitate, în orice ramură industrială.

Preocupările centrale în anul 1985: eficienta producere, valorificare superioară şi utilizare a materiilor prime, combustibililor şi energiei.

Pentru comerţ internaţional şi progres tehnic

Nu uitaţi avantajele !

Nu uitaţi Leipzig-ul !

Leipziger Messe
Deutsche Demokratische Republik

10.–16.3.1985

Invitaţii şi informaţii puteţi obţine la O.N.T. "Carpaţi" sau la Reprezentanţa comercială de pe lîngă Ambasada R.D.G. din R.S.România, str. Dumbrava Roşie nr. 4, Bucureşti.
O.N.T. "Carpaţi" organizează călătorii pentru grupe de experţi cu participare gratuită la conferinţele de specialitate şi la vizitarea tîrgului cu ghid specializat.

PUBLICOM

1985 MAJ 30

3280

R 1985 APR 22

REFERALVA

METALURGIA

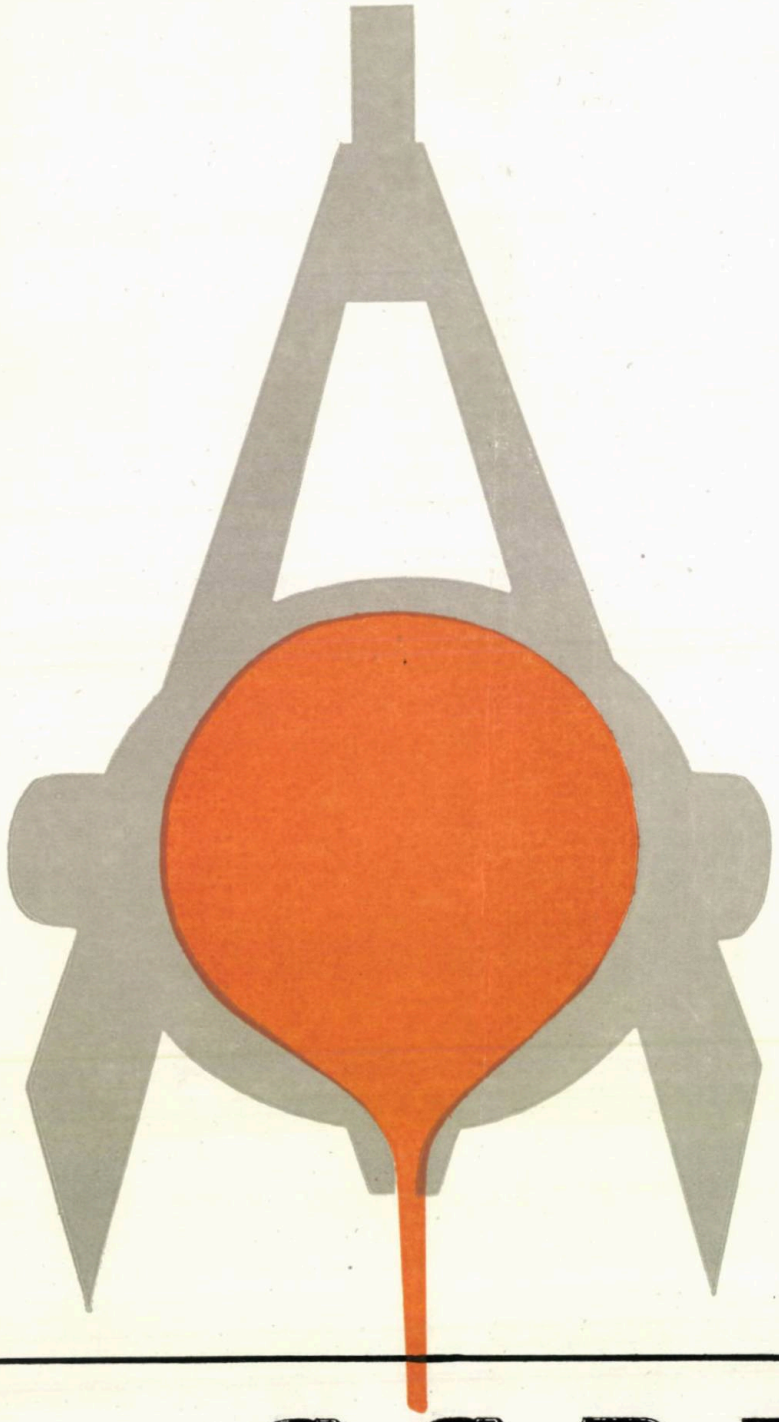
Kohászat

3

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 3 • MARTIE 1985

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

METALURGIA

Anul 37 Nr. 3 Martie 1985

CUPRINS

Pilly, N. : **Determinarea numărului și dimensionarea diametrului gurilor de vînt la furnale** 117

Țațian, C., Ogîrlaci, C. și *Olariu, N.* : **Înzidirea și întreținerea melanjorului de fontă de 600 t** 125

Bratu, C., Sofroni, L. și *Stavarache, S.*: **Cercetări privind mărirea compactității pieselor mari, turnate din oțel, prin dirijarea procesului de solidificare** 133

Munteanu, Al. și *Popescu, C.* : **Considerente energetice la alegerea prealabilă a productivității cuptoarelor cu vatră mobilă** 139

Truția, Ath. și *Vlaicu, Gh.* : **Spectrele complecșilor formați la atacul oțelurilor înalt aliate cu acid clorhidric** 142

Firoiu, C., Constantinescu, Maria, Badea, Teodora, Nicola, Maria și *Șerbănescu, C.* : **Combaterea coroziunii oțelului carbon din instalațiile de încălzire, cu ajutorul inhibitorilor** 146

Ienciu, M., Moldovan, P. și *Cristea, Lidia* : **Influența plumbului asupra vitezei de coroziune a aliajelor de turnătorie pe bază de zinc** 151

Dinu, M. : **Studiul obținerii zirconiului de înaltă puritate** 155

Răducanu, Doina, Isac, Mihaela și *Boroghină, N.* : **Utilizarea fenomenului Moiré la determinarea mărimii și distribuției deformațiilor specifice în materialele metalice** 158

Vanyorek, C. : **Despre modul de acțiune specific al zgurelor metalurgice (ca și al băilor de săruri topite) și constituția în stările lichidă și solidă a acestora** 161

RECENZIE 160

DOCUMENTARE 124, 138, 150

REVISTA REVISTELOR 145, 165

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GÂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Redactor : G. COJOCARIU
Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I.P. „Informația"—c. 1005

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONTÉS KÖNYVTÁR 1883

CONTENTS

DC : 669.—162.28

Pilly, N. : **The determination of the number of blast furnace tuyeres and their diameter size**

The correct sizing of the tuyere technical sections depends on a correct determination of their number as well as on the crucible diameter, according to the useful furnace volume. The technological section is correctly sized when the combined blast speed, in working conditions, as well as its kynetic energy, are at the normal level.

The paper presents the calculation relations for the flow, speed and normal kynetic energy of the combined blast blown into the furnace. On the basis of these relations the author developed a calculation method for the determination of the number of tuyeres and of the size of their technological section.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 117—124

DC : 669.184.41

Taţian, C., Ogîrlaci, C. and *Olariu, N.* : **600 t hot metal mixer embedding and maintenance**

In the paper, the authors describe a 600 t hot metal mixer, pointing out pig iron grades, slag nature, mixer lining resistance, mixer brickwork and its temperature when restarting the facility. The authors present the current maintenance practice for the mixer brickwork, by preventive gunning as well as the results obtained by this method. Furthermore, they point out several improvements of this thermal facility embedding.

Metalurgia 37 (1985) nr. 3, p. 125—132

DC : 621.746.62

Bratu, C., Sofroni, L. and *Stavarache, S.* : **Researches on the increase of the compactness of large steel castings by the solidification process control**

The paper presents the influence of the different technological factors on the formation and the prevention of microshrinkages in the superficial layers of large castings, by the control of the solidification process.

The results obtained lead to the conclusion that the microshrinkages of the superficial layers in the castings with thick walls cannot be completely eliminated, but the microshrinkages may migrate towards the inactive parts of the castings.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 133—138

DC : 621.783.23 : 65.011.4

Munteanu, Al. and *Popescu, C.* : **The previous choice of the productivity of mobile hearth furnaces according to energy criteria**

On the basis of an adequate calculation algorithm, the authors analyse a certain type of mobile hearth furnace which, by means of different useful area may produce a large productivity range Finally, the analyse offers the recommended field of the useful area and of the productivity for which the selected mobile hearth furnace type is efficient from the energy point of view.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 139—141

CD : 669.017

Truţia, Ath. : and *Vlaicu, Gh.* : **The structure of the complexes formed during the attack of high alloy steels with hydrogen chloride**

For the determination of the structure of complexes form during the attack of high alloy steels with hydrogen chloride, the authors made measurements with the help of Cary Mo8 automatic spectrophotometer with a double beam.

The authors noticed that after the attack of high alloy steels with hydrogen chloride, Cr^{3+} and Ni^{2+} ions appear with surroundings made of five water molecules and a chlor ion.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 142—145

DC : 620—193.235 : 620—197

Firoiu, C., Constantinescu, Maria, Badea, Teodora, Nicola, Maria and *Şerbănescu, C.* : **Ways of preventing carbon steel corrosion in the heating installations with the help of inhibitors**

The paper presents the researches on the efficiency of carbon steel protection in water with the help of certain inorganic inhibitor mix, according to the operation regime of the heating installations.

Phosphate-based Ca^{2+} ion content inhibitors have a satisfying protective effect, thereby reducing considerably the corrosion speed.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 146—150

DC : 620.196.2 : 669.018.28

Ienciu, M., Moldovan, P. and *Cristea, Lidia* : **The influence of lead on the corrosion speed of zinc based casting alloys**

The paper analyses two of the most used zinc based alloys for die casting with regards to the influence of lead (as impurity) on the corrosion speed.

The authors study the alloy electrochemical corrosion in industrial water, in a laboratory installation, from the point of view of corrosion speed and of metalographic aspect.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 151—154

DC : 541.135 : 669.296

Dinu, M. : **The study of the way of obtaining high purity zirconium**

The authors presents the method of electrolysis in melted salts. $BaCl_2—CaCl_2—NaCl$ eutectic with a working temperature of 550°C is used. A high purity zirconium is obtained. The author present certain criteria of global purity for zirconium.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 155—157

DC : 669.017

Răducanu, Doina, Isac, Mihaela and *Boroghină, N.* : **The use of the Moiré phenomenon at the determination of the increase and the distribution of specific deformations in metallic materials**

The paper characterizes the Moiré phenomenon, presents the conditions of the occurrence of Moiré phenomenon as well as its use to determine the increase and the distribution of specific deformations in metallic material.

With the help of Moiré phenomenon, the authors determine the contraction coefficients and the elasticity modules for certain materials : 99,5 % aluminium, Al—Mn—Mg, Al—Cu—Mn aluminium alloys and OL44 steel.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 158—160

DC : 669.162.266.466

Wanyorek, C. : **Specific action of metallurgical slags and their structure in the liquid and solid state**

Metalurgia 37 (1984), nr. 3, p. 161—165

INHALT

DK : 669.162.28

Pilly, N. : **Die Bestimmung der Anzahl und die Dimensionierung des Durchmessers der Hochofenwindformen**

Die richtige Dimensionierung des Querschnitts der Windformen setzt eine richtige Bestimmung ihrer Anzahl und eine entsprechende Bemessung des Tiegeldurchmessers im Vergleich zum Hochofennutzvolumen voraus. Der technologische Querschnitt ist richtig dimensioniert, wenn sowohl die Mischluftgeschwindigkeit während des Betriebs als auch deren kinetische Energie sich auf eine normale Ebene befinden.

In der Arbeit werden Gleichungen aufgestellt für die Berechnung des Durchflusses und der Geschwindigkeit bzw. der normalen kinetischen Energie der eingeblasenen Mischluft. Auf Grund dieser Gleichungen wurde eine Rechenmethode ausgearbeitet für die Bestimmung der Anzahl und des technologischen Durchschnitts der Hochofenwindformen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 117—124

DK : 669.184.41

Tafian, C., Ogirlaci, C. und *Olariu, N.* : **Die Ausmauerung und die Wartung eines Roheisenmischers**

Der Artikel beschreibt einen 600 t Roheisenmischer und behandelt die erzeugten Roheisenmarken, die Art der Schlakken, den Widerstand des Mischermantels, die Mischerausmauerung und deren Temperatur bei der Instandsetzung. Es werden die erhaltenen Erfahrungen mit der laufenden Wartung der Mischerausmauerung durch vorbeugende Torkretierung und die erzielten Ergebnisse, sowie eine Reihe von Verbesserungen an der Ausmauerung dieses thermischen Aggregats angeführt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 125—132

DK : 621.746.62

Bratu,C., Sofroni, L. und *Stavarache, S.* : **Studien zur Dichtevergrösserung der Grossgussteile aus Stahl durch die Lenkung des Erstarrungsprozesses**

Die Arbeit behandelt den Einfluss verschiedener technologischen Faktoren auf die Vorbeugung der Mikrolunkerbildung in den Oberflächenschichten der Grossgussteile und die Beeinflussung der Lunkerbildung durch die Lenkung des Erstarrungsprozesses.

Die erhaltenen Ergebnisse führten zur Schlussfolgerung dass die Mikrolunker aus den Oberflächenschichten der Teile mit grossen Wanddicken nicht vollkommen beseitigt jedoch in die nichtaktiven Teilzonen verschoben werden können.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 133—138

DK : 621.783.23 : 65.011.4

Munteanu, Al. und *Popescu, C.* : **Energetische Gesichtspunkte bei der Auswahl der Wagenherdofenleistung**

Mit Hilfe eines Rechenalgorythmus wird eine gewisse Wagenherdofenbauart analysiert, welche durch verschiedene Nutzflächen einen weiten Leistungsbereich sichert. Die Analyse zeigt den besten Nutzflächen – und Leistungsbereich für welchen der auserwählte Wagenherdofen energetisch am wirtschaftlichsten ist.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 139—141

DK : 669.017

Truţia, Ath. und *Vlaicu, Gh.* : **Die Spektren der durch den Salzsäureangriff hochlegierter Stähle gebildeten Komplexe**

Um die Spektren der beim Salzsäureangriff hochlegierter Stähle gebildeten Komplexe zu bestimmen, wurden Messungen unternommen mit Hilfe eines Spektralphotometers mit Doppelstrahl, Cary M8.

Man stellt fest, dass infolge des Salzsäureangriffs hochlegierter Stähle, die Cr^{3+}, und Ni^{2+}— Ionen von fünf Wassermolekülen und einem Chlormolekül umgeben sind.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 142—145

DK : 620.193.235 : 620.197

Firoiu, C., Constantinescu, Maria, Badea, Teodora, Nicola, Maria und *Şerbănescu, C.* : **Die Bekämpfung der Korrosion des Kohlenstoffstahles aus Beheizungseinrichtungen durch Hemmstoffe**

Diese Arbeit stellt die Forschungsergebnisse im Bereich der Wirksamkeit der anorganischen Hemmstoffmischungen als Schutz des Kohlenstoffstahles im Wasser dar, je nach dem Betriebsregime der Beheizungseinrichtungen. Die Phosphathemmstoffe mit Ca^{2} -Ionen zeigten eine befriedigende Schutzwirkung, da sie die Korrosionsgeschwindigkeit erheblich herabsetzten.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 146—150

DK : 620.196.2 : 669.018.28

Ienciu, M., Moldovan, P. und *Cristea, Lidia* : **Der Einfluss der Bleiverunreinigungen auf die Korrosionsgeschwindigkeit der Zink-Drucklegierungen**

Die vorliegende Arbeit analysiert die beiden meistverwendeten Zink-Drucklegierungen, hinsichtlich des Einflusses der Bleiverunreinigungen auf die Korrosionsgeschwindigkeit.

Es wird die elektrochemische Korrosionsgeschwindigkeit der Legierungen in Betriebswasser und deren Metallographie mit Hilfe einer eigenen Laboranlage studiert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 151—154

DK : 541.135 : 669.296

Dinu, M. : **Studium über die Gewinnung von Zirkonium mit hohem Reinheitsgrad**

Es wird die Elektrolyse in geschmolzenen Salzen für die Reinigung des Zirkoniums studiert. Man verwendet das Eutektikum $BaCl_2$—$CaCl_2$—NaCl bei 550°C Arbeitstemperatur. Man erhält Zirkonium mit hohem Reinheitsgrad. Es werden einige allgemeine Reinheitskriterien für Zirkonium besprochen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 155—157

DK : 669.017

Răducanu, Doina, Isac, Mihaela und *Boroghină, N.* : **Die Anwendung des Moiré-Phänomens für die Bestimmung der Grösse und der Verteilung der spezifischen Verformungen in metallischen Stoffen**

Die Arbeit beschreibt das Moiré-Phänomen und behandelt die Erscheinungsbedingungen dieses Phänomens sowie dessen Anwendung bei der Bestimmung der Grösse und der Verteilung der spezifischen Metallverformungen.

Im einzelnen werden durch das Moiré-Phänomen die Schrumpfungskoeffizienten und die Elastizitätsmodule für einige Stoffe, wie : Aluminium 99,5 %, Aluminiumlegierungen (Al-Mn-Mg-Al-Cu-Mn) und OL44— Stahl bestimmt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 158—160

DK ; 669.162.266.446

Wanyorek, C. :**Die spezifische Wirkungsweise der metallurgischen Schlacken und ihr Gefüge in flüssigem und festem Zustand**

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 161—165

SOMMAIRE

CD : 669.162.28

Pilly, N. : **Détermination du nombre et du diamètre des tuyères à vent dans les hauts fournaux**

La détermination correcte des dimensions de la section technologique des tuyères à vent suppose une évaluation correcte de leur nombre ainsi que de la dimension du diamètre du creuset, en fonction du volume utile du haut fourneau. Les dimensions de la section tehnologique sont correctes si la vitesse du vent combiné dans les conditions de travail ainsi que sont énergie cinétique se trouvent à un niveau normal.

L'article présente les relations de calcul pour le débit, la vitesse et l'énergie cinétique normales du vent combiné insufflé à partir desquelles les auteurs mettent au point une méthode de calcul pour la détermination du nombre des tuyères et de leur section technologique.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 117—124

CD : 669.184.41

Tatian, C., Ogirlaci, C. et *Olariu, N.* : **Enchâssement et entretien d'un mélangeur de fonte de 600 t**

Les auteurs décrivent un mélangeur de fonte de 600 t. On présente les nuances de fonte élaborées, la nature des scories, la résistance de revêtement du mélangeur, la maçonnerie du mélangeur ainsi que sa température lors de la remise en service de l'installation. Les auteurs présentent la méthode courante d'entretien de la maçonnerie du mélangeur, par le torcretage préventif et les résultats obtenus. On présente également une série d'améliorations de l'enchâssement de cette installation thermique.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 125—132

CD : 621.746.62

Bratu, C., Sofroni, L. et *Stavarache, S.* : **Recherches sur l'accroissement de la compacité des grandes pièces coulées en acier par le contrôle du processus de solidification**

L'articlemet en évidence l'influence des différents facteurs technologiques sur la manière de prévenir l'apparition des microretassures formées dans les couches superficielles des pièces de grandes dimensions, en dirigeant le processus de solidification.

Les résultats obtenus ont mené à la conclusion suivant laquelle les microretassures des couches superficielles des pièces de grandes dimensions à parois épaisses ne peuvent être complètement éliminées. Par contre, les microretassures peuvent migrer vers les parties inactives de la pièce.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 133—138

CD : 621.783.23 : 65.011.4

Munteanu, Al. et *Popescu, C.* : **Le choix préalable de la productivité des fours à sole mobile à partir de critères liés à l'énergie**

En prenant comme point de départ un algorithme de calcul adéquat, on analyse un certain type de four à sole mobile, qui par des superficies utiles différentes, est à même de réaliser une ample gamme de productivités. L'analyse fournit finalement le domaine recommandé de la superficie utile et de la productivité par laquelle le type de four à sole mobile choisi est efficace du point de vue de l'énergie.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 139—141

CD : 669.017

Trutia, Ath. et *Vlaicu, Gh.* : **Les spectres des complexes formés pendant l'attaque des aciers fortement alliés par l'acide chlohidrique**

Pour déterminer les spectres des complexes formés pendant l'attaque des aciers fortement alliés par l'acide chlorhidrique on a afait des mesures à l'aide du spectrophotomètre automatique Cary M8 à double faisceau.

On constate qu'à la suite de l'attaque des aciers fortement alliés par l'acide chlorhidrique, les ions Cr^{3+} et Ni^{2+}, ont des contours formés de cinq molecules d'eau et un ion de chlore.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 142—145

CD : 620.193 : 235 : 620.197

Firoiu, C., Constantinescu, Maria, Badea, Teodora, Nicola, Maria et *Şerbănescu, C.* : **Elimination de la corrosion de l'acier carbone dans les installations de rechauffage à l'aide d'inhibiteurs**

L'article présente les recherches sur l'efficacité de la protection de l'acier carbone dans l'eau à l'aide de certains mélanges d'inhibiteurs anorganiques, en fonction du régime d'exploitation des installations de rechauffage. Les inhibiteurs à phosphate et à ions de Ca^{2+} offre un effet protecteur satisfaisant qui réduit la vitesse de corrosion de manière considérable.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 146—150

CD : 620.192.2 : 669.018.28

Ienciu, M., Moldovan, P. et *Cristea, L.* : **Influenee du plomb sur la vitesse de corrosion des alliages de fonderie à base de zinc**

L'ouvrage analyse deux alliages à base de zinc, les plus souvent employés pour la coulée sous pression, du point de vue de l'influence du plomb, en tant qu'impureté, sur la vitesse de corrosion.

On étudie la corrosion électrochimique des alliages dans l'eau industrielle, dans une installation de laboratoire, du point de vue de la vitesse de corrosion et de l'aspect métallographique.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 151—154

CD : 541.135 :669.296

Dinu, M. : **L'étude de l'obtention du zircone de haute pureté**

On applique la méthode de l'électrolyse dans des sels fondus pour la purification du zircone. On emploie l'eutectique $BaCl_2—CaCl_2—NaCl$ à temperature de travail de 550°C. On obtient un zircone de haute pureté. On présente certains critères de pureté globale pour le zircone.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 155—157

DC : 669.017

Răducanu, Doina, Isac, Mihaela et Boroghină, N. : **L'emploi du phénomène Moiré à la détermination des dimensions et de la distribution des déformations spécifiques constatées dans les matériaux métalliques**

Les auteurs présentent les caractéristiques du phenomène Moiré, les conditions dans lesquelles le phénomène Moiré apparaît ainsi que son emploi pour la détermination des dimensions et de la distribution des déformations spécifiques dans les matériaux métalliques.

A l'aide du même phénomène on peut déterminer le taux de contraction et les modules d'élasticité pour certains matériaux : aluminium 99,5 %, alliages à aluminium de type Al—Mn—Mg, Al—Cu—Mn et acier OL44.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 158—160

CD : 669.162.266.446

Wanyorek, C. : **L'action spécifique des scories métallurgiques et leur constitution en état liquide et solide**

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 161—165

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.162.28

Пилли, Н.: **Определение числа и диаметра доменных фурм**

Правильное определение технологического сечения фурм предполагает хорошее определение их числа, но и диаметра горна в отношении с полезным объемом доменной печи. Технологическое сечение хорошо определено если как скорость комбинированного дутья в рабочем состоянии, так и ее кинетическая энергия находятся на нормальном уровне.

В работе представлены расчетные отношения для дебита, скорости и нормальной кинетической энергии комбинированного дутья, а основанной на этих метод расчета для определения числа и технологического сечения фурмы.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 117—124

ДК: 669.184.41

Тациан, К., Огырлачь, К. и *Олариу, Н.*: **Обмуровка и обслуживание чугунного миксера**

Описывается 600 т чугунный смеситель. Представлены: марки выплавленного чугуна, природа шлака, прочность футеровки миксера, кладка миксера и его температура при восстановлении служебного агрегата. Представлена практика текущего обслуживания кладки миксера предварительным торкретированием и полученные результаты, а также ряд усовершенствований для обмуровки этих термических агрегатов.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 125—132

ДК: 621.746.62

Брату, К., Софрони, Л. и *Ставараке, С.*: **Исследования повышения уплотняемости больших стальных отливок управлением процесса затвердевания**

Представлено влияние различных технологических факторов на образование и предотвращение микроусадочных раковин в поверхностных слоях больших отливок управлением процесса затвердевания.

Из полученных результатов можно вывести, что микроусадочные раковины из поверхностных слоев отливок с большой толщиной стен не могут быть совершено устранены, в замен могут перемещаться в неактивных частях отливки.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 133—138

ДК: 621.783.23: 65.011.4

Мунтеану, А. и *Попеску, К.* **Энергетические соображения при предварительном выборе производительности печей с подвижным подом**

Применяя соответветствующий алгоритм расчета анализируется определенный конструктивный тип печи с подвижным подом, которая различными полезными поверхностями может реализовать широкий диапазон производительности. Анализ доставляет в конечном итоге рекомендуемую область полезной поверхности и производительности, для которых выбранный гип печей с подвижным подом является эффективным с энергетической точки зрения.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 139—141

ДК: 669.017

Труция, А. и *Влайку, Г.*: **Спектры образованных комплексов при разъедании высоколегированных сталей соляной кислотой**

Для определения спектров образованных комплексов при разъедании высоколегированных сталей соляной кислотой были проведены измерения с помощью автоматического спектрофотометра Cary 118 с двойным пучком.

Установлено, что как следствие разъедания высоколегированных сталей соляной кислотой, ионы Cr^{3+} и Ni^{2+} появляются как округления, образованные из пяти молекул воды и одного хлористого иона.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 142—145

ДК: 620.193.235:: 620.197

Фирою, К., Константинеску, Мария, Бадеа, Теодора, Никола, Мария и *Шербэнеску, К.*: **Борьба с коррозией углеродистой стали в отопительных установках с помощью ингибиторов**

Представлены исследования относительно эффективности защиты углеродистой стали в воде некоторых неорганических ингибиторных смесей, в зависимости от режима эксплуатации отопительных установок. Основные фосфатные ингибиторы с содержанием ионов Ca^{2+} представляют удовлетворительный защитный эффект, снижая значительно скорость коррозии.

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 146—150

ДК: 620.196.2:669.018.28

Иенчю, М., Молдован, П. и *Кристеа, Лидия*: **Влияние свинца на скорость коррозии литейных сплавов на цинковой основе**

Работа анализирует два более используемых сплава на цинковой основе для литья под давлением, с точки зрения влияния свинца как примесь на скорость коррозии.

Изучается электрохимическая коррозия сплавов в промышленной воде, в лабораторной установке, с точки зрения скорости коррозии и металлургического аспекта.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 151—154

ДК: 541.135: 669.296

Дину, М.: **Исследование получения высокочистого циркония**

Применяется метод электролиза в растворенных солях очистки циркония, а также эвтетические вещества $BaCl_2—CaCl_2—NaCl$ с рабочей температурой 550°C. Получается высокочистый цирконий. Представлены некоторые критерии суммарной чистоты для циркония.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 155—157

ДК: 669.017

Рэдукану, Дойна, Исак, Михаела и *Борогинэ, Н.*: **Применение явления Моире при определении величины и распределении специфических деформаций в металлических материалах**

В работе характеризуется явление Моире, представлены условия явления Моире, а также и применение этого для определения величины и распределения специфических деформаций в металлических материалах.

Частным образом определяется с помощью явления Моире коэффициенты усадки и модули эластичности для некоторых материалов: алюминий 99,5%, алюминиевый плав типа Al-Mn-Mg, Al-Cu-Mn и сталь OL44.

Metalurgia 37 (1985), nr. 3, p. 158—160

ДК: 669. 162. 266; 446

Ваньёрек. К.: Образ действия металлургических шлаков и структура жидкого и твердого состава этих

Metalurgia 37(1985), nr. 3, p. 161—165

METALURGIA 3

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

N. Pilly

Determinarea numărului şi dimensionarea diametrului gurilor de vînt la furnale

CZ: 669.162.28

Furnalele moderne de înaltă performanţă se caracterizează printr-un număr sporit de guri de vînt, iar diametrul tehnologic, adică diametrul secţiunii minime a acestora, corespunde parametrilor de insuflare intensivă a aerului combinat. Prin acestea se realizează un aport important la înaltele performanţe atinse, caracterizate în principal prin producţie maximă pe unitate de volum util şi prin consumul minim de combustibil în raport cu factorii materiali şi ai regimului de elaborare existenţi.

Intensitatea insuflării aerului combinat poate fi caracterizată prin debitul său specific şi compoziţia sa, prin viteza sa la parametrii de insuflare şi de mărime a energiei cinetice în secţiunea tehnologică a gurii de vînt.

Creşterea numărului de guri de vînt este un important mijloc de intensificare a funcţionării unor furnale, deoarece permite insuflarea unui debit specific de aer combinat corespunzător mărit, fără a depăşi viteza şi energia cinetică normale în secţiunea tehnologică.

În general, numărul de guri de vînt n pentru un furnal se poate stabili cu ajutorul relaţiei:

$$n = \frac{G^*}{2 \cdot g \cdot \frac{Ec^*}{w^{*2}}} \qquad (1)$$

în care:

G^* este debitul aerului combinat insuflat, $kg.s^{-1}$;

g — acceleraţia gravitaţiei, $\sim 9{,}81\ m.s^{-2}$;

Ec^* — energia cinetică a aerului combinat la o gură de vînt, $kg.m.s^{-1}$;

w^* — viteza aerului combinat, în stare de lucru, în secţiunea tehnologică a gurii de vînt $m.s^{-1}$.

Pentru furnalele moderne şi de înaltă performanţă (fig. 1), corespunde relaţia:

$$n = 3{,}08.d - 2{,}3 \qquad (2)$$

în care d este diametrul creuzetului furnalului, m.

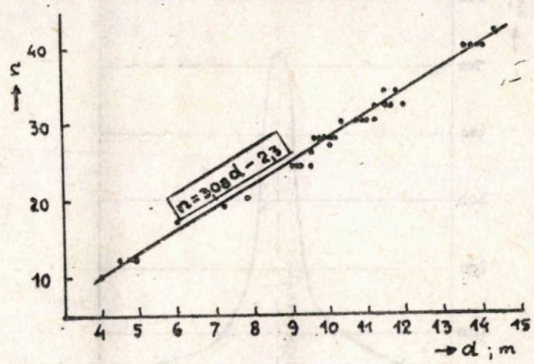


Fig. 1. Relaţia dintre numărul de guri de vînt (n) şi diametrul creuzetului (d)

La aceste furnale diametrul creuzetului este mai mare în raport cu volumul util (Vu), după cum reiese din figura 2, relaţia dintre aceste două valori care definesc mărimea furnalului fiind descrisă de formula:

$$d = 0{,}415 \cdot Vu^{0{,}42},\ m \qquad (3)$$

Furnalele, avînd cele mai mari diametre ale creuzetului, nu numai că nu manifestă un mers periferic dar au putut realiza, în condiţiile funcţionării intensive, un consum minim de combustibil, la un mers cu circulaţie preponderent centrală a gazelor, după cum indică curba variaţiei temperaturii gazului de-a lungul diametrului gurii unui asemenea furnal (fig. 3) [1].

Prin mărirea raţională a numărului de guri de vînt viteza aerului combinat în secţiunea lor tehnologică şi, în final, energia sa cinetică au putut fi menţinute la un nivel suficient de scăzut, încît să nu apară unele efecte nega-

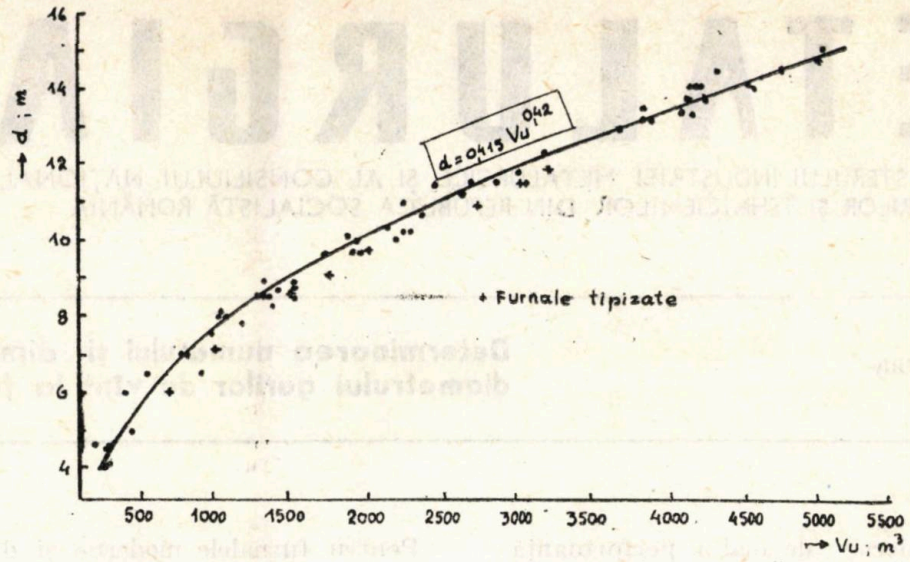


Fig. 2. Relaţia dintre diametrul creuzetului (d) şi volumul util al furnalului (Vu)

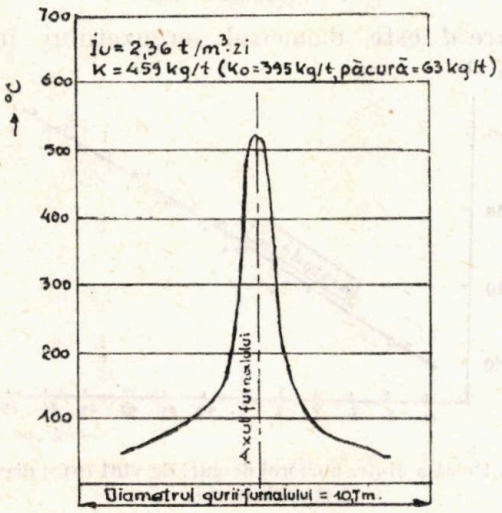


Fig. 3. Alura temperaturii gazului de-a lungul diametrului gurii furnalului nr. 5—Fukujama

tive, de exemplu arderea frecventă a acestor guri [2].

Energia cinetică a aerului combinat, la furnalele moderne şi de înaltă performanţă, este mai mare decît la cele de acum trei decenii. Ea creşte cu diametrul creuzetului conform ecuaţiilor :

$$Ec^* = 48{,}851 \cdot d^2 + 202{,}87.d + 386{,}21,\ \text{kgm s}^{-1} \quad (4)$$

pentru $d = 4 - 10$ m şi

$$Ec^* = 152.d^2 - 1\,840.d + 10\,500,\ \text{kmg s}^{-1} \quad (5)$$

pentru $d = 10 - 15$ m.

Figura 4 ilustrează variaţia energiei cinetice în funcţie de diametrul creuzetului pentru care corespund aceste ecuaţii [1]. Figura 4 mai cuprinde curba variaţiei energiei cinetice

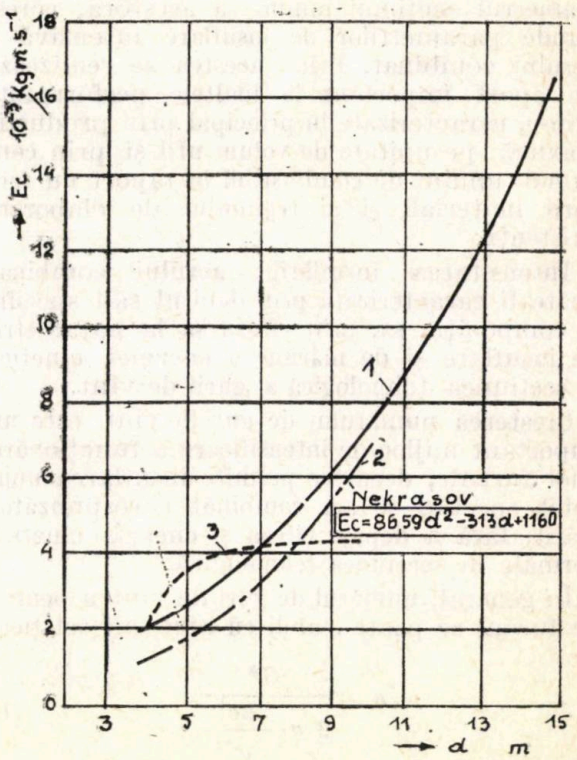


Fig. 4. Variaţia energiei cinetice (Ec) cu diametrul creuzetului (d)

a aerului după Nekrasov [2] şi valorile medii obţinute în practica exploatării unor furnale tipizate în deceniul al 7-lea [3], datele lucrăriii respective [3] fiind propuse, încă recent, pentru dimensionarea diametrului gurii de vînt la un furnal de mică capacitate [4].

Relaţia obişnuită de calcul al energiei cinetice a aerului insuflat în furnal [5] a fost modificată, aşa cum se va arăta mai departe, pentru cazul aerului combinat cu oxigen,

vapori de apă, gaz natural, păcură, considerîndu-se următoarea stare ipotetică a combustibililor auxiliari în secţiunea tehnologică a gurii de vînt.

Gazul natural se destinde la o presiune egală cu media dintre presiunea aerului cald şi a gazului natural măsurate în conductele inelare respective sau — dacă nu se indică presiunea gazului natural — se destinde la o presiune cu 0,75 bar mai mare decît a aerului.

Temperatura aerului şi a gazului natural sînt cele măsurate în conductele inelare respective sau — dacă nu se indică temperatura gazului natural — acesta are o temperatură de 10°C.

Păcura este gazificată la un volum normal egal cu $1{,}6 \cdot Gp$, $m_0^3 \cdot kg^{-1}$ păcură, debitul de păcură, Gp dîndu-se în $kg.s^{-1}$.

Presiunea păcurii gazificate este egală cu cea a aerului în conducta inelară, temperatura este egală cu cea de preîncălzire a păcurii sau, dacă nu se indică, se ia pentru aceasta 500 K.

Pentru calculul diametrului tehnologic al gurii de vînt în condiţiile insuflării unui debit

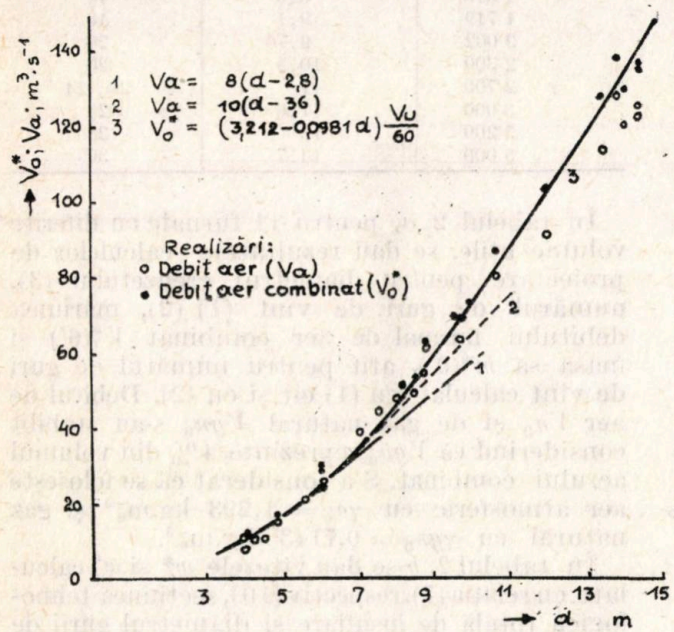


Fig. 5. Variaţia debitelor de aer combinat şi de aer cu diametrul creuzetului

normal de aer combinat, pentru funcţionarea intensivă a furnalului, a fost întocmită figura 5 (curba *3*), care ilustrează relaţia :

$$V_0^* = v_0^* \cdot \frac{Vu}{60} = (3{,}212 - 0{,}0981\ d)\frac{Vu}{60}, \quad m_0^3 \cdot s^{-1} \qquad (6)\ (6)'$$

în care :

V_0^* este debitul normal de aer combinat ;

v_0^* — debitul de aer combinat specific, $m_0^3 \cdot min^{-1} \cdot m^{-3}$ volum util ;

Vu — volumul util al furnalului, m^3.

În figura 5 se mai dau două relaţii care dau debitul de aer în funcţie de diametrul creuzetului (d), realizat la furnale avînd volumul util cuprins între 158 şi 2 002 m^3 (dreapta *1*) şi pentru furnalele din Cerepoveţk (dreapta *2*) [3].

Debitul specific de aer se indică obişnuit în $m_0^3 \cdot min^{-1} \cdot m^{-3}$ volum util [6] sau $m^3 \cdot min^{-1} \cdot m^{-2}$ secţiune de creuzet [7], dar echivalarea diverselor reprezentări a mărimilor recomandate nu duce la rezultate univoce.

Privitor la viteza aerului, în stare de lucru, în secţiunea tehnologică a gurii de vînt, s-a constatat că ea se află de cele mai multe ori cuprinsă între 150 şi 200 $m.s^{-1}$ [8] şi, mai nou, între 200 şi 300 $m.s^{-1}$ [7].

Viteza aerului combinat, în stare de lucru, în secţiunea tehnologică a gurii de vînt, creşte cu mărimea furnalului, practic liniar, de la 175 $m \cdot s^{-1}$ şi $Vu = 250\ m^3$, la 275 $m \cdot s^{-1}$ şi $Vu = 5000\ m^3$:

$$w^* = 10{,}525\ \ 10^{-3}\ \ Vu + 85{,}5\ d^{2{,}381} + 169{,}75,\ m.s^{-1} \qquad (7)$$

Din relaţia energiei cinetice a aerului combinat la o gură de vînt :

$$Ec^* = \frac{m^*}{2} w^{*2}, \quad kgm \cdot s^{-1} \qquad (8)$$

rezultă :

$$w^* = \frac{Ec^*}{0{,}5\ m}, \quad m \cdot s^{-1} \qquad (8')$$

în care m^* este masa aerului combinat :

$$m^* = \frac{G^*}{g \cdot n} = \frac{\gamma_0^* \cdot V_0^*}{g \cdot n} = \frac{\gamma a_0 \cdot Va_0 + \gamma gn_0 Vgn_0 + Gp + \cdots}{g \cdot n}, \quad kg \cdot s \cdot m^{-1} \qquad (9)(9')(9'')$$

Aici :

$\gamma_0^*, \gamma a_0, \gamma gn_0$ este densitatea aerului combinat, a aerului de compoziţie reală, respectiv a gazului natural, toate în stare normală, kg. m_0^{-3} ;

$V_0^*\ Va_0, Vgn_0$ — debitul de aer combinat, de aer, respectiv de gaz natural în stare normală, $m_0^3\ s^{-1}$;

Gp — debitul de combustibil lichid (ex. păcură), $kg.s^{-1}$.

Deoarece presiunea aerului combinat creşte cu mărimea furnalului, dar temperatura sa poate fi mai înaltă sau mai joasă, indiferent de această mărime, viteza aerului combinat

în stare normală w_0^*, în secțiunea tehnologică a gurii de vînt, crește mai puternic cu mărimea furnalului și poate chiar depăși pe w^* la unele furnale gigant.

Date de exploatare ale unor furnale permit descrierea variației w_0^* cu mărimea furnalului prin următoarea relație:

$$w_0^* = 18{,}42 \cdot 10^{-3} \cdot Vu + \\ + 149{,}5 \cdot 10^{-3} \cdot d^{2{,}381} + 80{,}79,\ \mathrm{m \cdot s^{-1}} \quad (10)$$

Corecta dimensionare a secțiunii tehnologice a gurilor de vînt presupune o corectă dimensionare a numărului lor, dar și a diametrului creuzetului în raport cu volumul util.

În ultimă instanță, secțiunea tehnologică a unei guri de vînt este bine dimensionată dacă atît viteza aerului combinat în stare de lucru (w^*), cît și energia cinetică a sa (Ec) sînt normale (rel. 7, 4, 5, 8′ și, mai departe, rel. 11).

Pentru proiectarea sau verificarea secțiunii tehnologice totale a gurilor de vînt ($S = s.n$), mai există relațiile:

$$S = \frac{V^*}{\frac{Ec^*}{0{,}5 \cdot m^*}} = \frac{V^*}{w^*} \approx \frac{V_0^*}{w_0^*},\ \mathrm{m^2} \quad (11)(11')(11'')$$

În exploatare, cînd numărul de guri de vînt și masa aerului combinat sînt date, secțiunea, respectiv diametrul gurilor de vînt nu pot fi totdeauna stabilite, astfel încît w^* și Ec^* să fie la nivel normal. În asemenea situații se ia S egal, de exemplu cu media între (11) și, (11″) [9], sau altă valoare intermediară, astfel încît w^* și Ec^* să difere de cele normale cu cel mult 5%. În caz contrar se consideră că trebuie să se intervină pentru modificarea masei aerului combinat sau/și a numărului de guri de vînt.

V^*, volumul aerului combinat în stare de lucru, la insuflarea gazului natural, se poate calcula cu relația:

$$V^* = 2{,}7839\ Va_0 \frac{Tv}{Pv} + Vgn_0 \frac{Tgn}{0{,}5\,(Pv + Pgn)},\ \mathrm{m^3 \cdot s^{-1}} \quad (12)$$

iar în cazul insuflării păcurii:

$$V^* = 2{,}7839\ Va_0 \frac{Tv}{Pv} + 1{,}6\ Gp \frac{Tp}{Pp},\ \mathrm{m^3 \cdot s^{-1}} \quad (13)$$

În aceste relații:

$$2{,}7839 = 760\ /273 = P_0/T_0$$

Tv, Tgn, Tp sînt temperatura aerului cald, a gazului natural, respectiv a păcurii, K;

Pv, Pgn, Pp — presiunea absolută a aerului cald ($p_B + p_v$), a gazului natural ($p_B + p_{gn}$), respectiv a păcurii gazificate ($p_B + p_p$) în torr (mm Hg).

Așa cum s-a precizat mai sus, calculul volumului aerului combinat în secțiunea tehnologică a gurii de vînt se bazează pe o stare ipotetică a combustibililor auxiliari în acest loc.

În sfîrșit, în cazul secțiunii circulare a gurii de vînt, diametrul d_{gv} al acesteia va fi:

$$d_{gv} = 10^3 \sqrt{\frac{4S}{\pi \cdot n}} \quad (14)$$

În tabelul 1 se dau volumul util, diametrul creuzetului și numărul de guri de vînt al unor furnale tipizate [6].

Tabelul 1

Volumul util, diametrul creuzetului și numărul de guri de vînt ale unor furnale tipizate

Vu	d	n
m³	m	buc.
700	6	12
1 033	7,2	14
1 386	8,2	16
1 513	8,6	18
1 719	9,1	18
2 002	9,75	20
2 300	10,5	20
2 700	11	20; 24
3 000	11,6	28
3 200	12	28
5 000	14,7	36

În tabelul 2, *a*, pentru 11 furnale cu diferite volume utile, se dau rezultatele calculelor de proiectare pentru diametrul creuzetului (3), numărul de guri de vînt (1) (2), mărimea debitului normal de aer combinat V_0^*(6′) și masa sa m^*(9′), atît pentru numărul de guri de vînt calculat cu (1) cît și cu (2). Debitul de aer Va_0 și de gaz natural Vgn_0 s-au stabilit considerînd că Vgn_0 reprezintă 4% din volumul aerului combinat. S-a considerat că se folosește aer atmosferic cu $\gamma a_0 = 1{,}293\ \mathrm{kg.m_0^{-3}}$ și gaz natural cu $\gamma gn_0 = 0{,}7143\ \mathrm{kg.m_0^{-3}}$.

În tabelul 2, *b* se dau vitezele w^* și w_0^* calculate cu relația (7), respectiv (10), secțiunea tehnologică totală de insuflare și diametrul gurii de vînt cu (11), respectiv (14). Energia cinetică calculată cu (8) pentru numărul de guri de vînt, conform (1) și (2), se dă alături de energia cinetică normală (rel. 4 sau 5).

Pentru calculul volumului aerului combinat în stare de lucru, presiunea sa în secțiunea tehnologică a gurii de vînt, la lucrul cu presiunea ridicată la gura furnalului, s-a luat egală cu:

$$P^* = \frac{Tv^*}{1\,523}\,[-0{,}3869\ (Vu \cdot 10^{-2})^2 + \\ + 59{,}92\ Vu \cdot 10^{-2} + 2\,041],\ \mathrm{torr} \quad (15),$$

iar temperatura absolută a aerului combinat Tv, în secțiunea respectivă, egală cu 1 523 K pentru toate mărimile de furnale.

Tabelul 2, a

Rezultatele unor calcule de proiectare. Aer combinat cu gaz natural

Nr. crt.	Vu	d	n		V_0^*	Va_0	Vgn_0	m*	
	m^3	m	(1)	(2)	$m_0^3 \cdot s^{-1}$			kg.s.m^{-1} (1)	(2)
1	250	4,2	11	11	11,67	11,20	0,47	0,1373118	
2	450	5,4	14	14	20,42	19,31	0,81	0,1860085	
3	700	6,5	18	18	30,03	28,83	1,20	0,2159607	
4	1 000	7,55	21	21	41,19	39,54	1,65	0,2539607	
5	1 719	9,5	27	27	65,32	62,71	2,61	0,3131662	
6	2 700	11,5	33	33	93,77	90,02	3,75	0,3678203	
7	3 200	12,3	36	36	106,95	102,67	4,28	0,3845551	
8	3 800	13,2	39	38	121,42	116,56	4,86	0,4029994	0,4136047
9	4 197	13,8	40	40	129,98	124,78	5,20	0,4206292	
10	4 617	14,35	41	42	138,84	133,28	5,56	0,4383345	0,427898
11	5 000	14,85	43	43	146,27	140,42	5,85	0,4403236	

În intervalul de mărimi de furnale considerat (tab. 2), cu mărirea acestora, raportul $10^2.S/A$ se micşorează de la 0,94% la 0,34% din secţiunea creuzetului (A în m^2), iar datorită creşterii raportului Vu/A de la 18,05 la 28,87 m^3/m^2 se obţine o creştere puternică a raportului $Vu/10^2.S$ de la 19,27 la 90,6 m^3/dm^2 secţiune de insuflare.

Un număr important de furnale aflate în exploatare au un număr de guri de vînt redus, în ele insuflindu-se un debit de aer combinat mai mic decît cel considerat aici ca normal. În asemenea situaţie se află unele furnale tipizate. Funcţionarea lor intensă şi obţinerea unor înalte performanţe este însă uneori asigurată printre altele atît prin lucrul cu presiune ridicată a gazului la gura furnalului, tehnologie obligatorie la furnale de înaltă performanţă, cît şi prin îmbogăţirea mai puternică a aerului insuflat în oxigen. Prin acestea se pot obţine producţii specifice ridicate şi în condiţiile unei încărcături de calitate mai slabă, evitîndu-se de exemplu fenomene ca menţinerea în suspensie a încărcăturii la gura furnalului şi de blocaj în etalaj [10] sau/şi unor suflante subdimensionate.

Prin modificarea valorii energiei cinetice, se schimbă proporţional şi adîncimea de circulaţie a cocsului în faţa gurii de vînt [5]. La aceeaşi energie cinetică, adîncimea de circulaţie a cocsului, măsurată pe orizontală, se micşorează prin înclinarea în jos a gurii de vînt, efectele rezultate fiind aplicate în exploatare.

În unele situaţii, în exploatare, se mai face uz şi de efectele modificării adîncimii de pătrundere în creuzet a vîrfului gurii de vînt.

Privind dimensionarea gurilor de vînt, mai trebuie să se indice unele surse de imprecizii.

Prin rotunjirea la întreg a numărului de guri de vînt rezultat din calcul, se pot obţine diferenţe la viteza aerului combinat în secţiunea tehnologică de pînă la circa 5%.

Diametrul gurii de vînt este de asemenea o valoare rotunjită a celei calculate, însă nu numai la întreg dar, de regulă, seria de mărimi pusă la dispoziţia exploatării creşte în cel mai bun caz din 5 în 5 mm, de unde o abatere posibilă a vitezei aerului de pînă la 4%.

Practic, se mai constată abateri de la secţiunile prevăzute şi la gurile de vînt executate. S-a constatat de exemplu că gurile bicamerale, cu diametrul prevăzut de 160 mm, realizate prin ambutisare şi sudare, au avut un diametru mediu de 157,6 mm, cu variaţii între 156 şi 160 mm. La gurile de vînt realizate prin turnare şi care se folosesc cu diametrul tehnologic neprelucrat, abaterile pot ajunge deosebit de mari. Astfel, încercările efectuate asupra a 97 buc. guri de vînt turnate, care trebuiau să aibă un diametru tehnologic de 135 mm, sînt înfăţişate în figura 6. Diametrul mediu al acestora a fost de 135,6 mm dar cele individuale oscilau între 130 şi 145 mm.

Această situaţie existentă la gurile de vînt cu secţiune circulară, inclusiv la cele teşite sau curbate, se poate remedia în ultima fază prin prelucrare, în schimb, la cele cu secţiunea ovală sau eliptică, dimensiunile trebuie executate cu precizie maximă, prelucrarea ulterioară fiind anevoioasă.

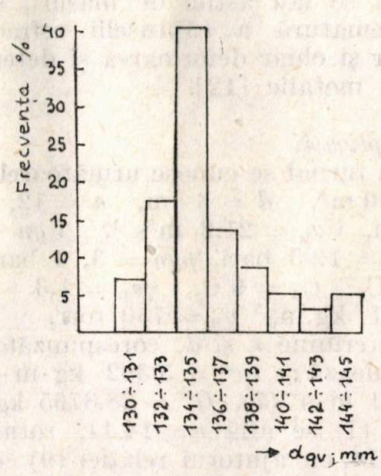


Fig. 6. Diametrul unor guri de vînt turnate. Diametrul cerut, 135 mm

În exploatare există situaţii particulare, cînd în afară de gurile de vînt de la partea superioară a creuzetului există şi guri, pentru cazuri fortuite, dispuse în etalaj sau cînd numărul şi secţiunea lor se adaptează unor situaţii tehnologice anume. Gurile de vînt din etalaj de regulă sînt obturate voit şi nu intră în calculul de dimensionare expus aici.

Intensitatea insuflării aerului combinat se menţine în exploatare, într-o bandă de variaţie cît mai îngustă, în care se înscrie mersul cu intensitate normală sau în plin. Funcţionarea la alte niveluri decît cea încadrată în acest domeniu reprezintă în jur de 2,0% în medie pe campanie, şi constă practic în totalitate din mers încetinit. În asemenea situaţie, chiar dacă abaterile de la normal sînt puţine şi importante ca mărime, numai în cazuri izolate se aplică modificarea numărului sau/şi a secţiunii de insuflare, cum ar fi uneori la punerea în funcţiune a furnalului [11].

În situaţia cînd furnalul nu poate funcţiona cu toate gurile de vînt timp mai îndelungat, unele fiind obturate accidental (de ex. inundate cu zgură), sau voit (de ex. orificiul de evacuare a fost prea scurt), trebuie să se adapteze regimul de insuflare, pentru a se evita abateri importante (>5%), la viteza şi energia cinetică a aerului combinat normale. În practică, se reduce debitul proporţional cu numărul de guri de vînt închise, mai exact cu reducerea secţiunii de insuflare, mai mult sau mai puţin în funcţie de starea de încălzire a furnalului sau de alte necesităţi.

Cînd unele situaţii impun funcţionarea îndelungată a furnalului cu insuflarea unui debit redus de aer combinat, faţă de cel pentru care corespunde secţiunea şi numărul gurilor de vînt, trebuie să se opteze după caz, durată şi posibilităţi, pentru utilizarea de guri de vînt cu diametrul corespunzător noii situaţii, utilizarea unor inele de strangulare sau/ şi astuparea unor guri de vînt.

Dacă nu se iau astfel de măsuri, se riscă uzarea prematură a căptuşelii refractare a răcitoarelor şi chiar deformarea şi deteriorarea blindajului metalic [12].

Unele aplicaţii

1) La un furnal se cunosc următoarele date: $Vu = 700$ m³, $d = 6$ m, $n = 12$, $d_{gv} = 150$ mm, $Va_0 = 21{,}2$ m³s⁻¹, $Vgn = 1{,}15$ m³ · s⁻¹, $p_v = 1{,}95$ bari, $pgn = 3{,}4$ bari, $t_v = 1\,140$ °C, $t_{gn} = 9$°C, $\gamma a_0 = 1{,}3$ kg.m$_0^{-3}$, $\gamma gn_0 = 0{,}71$ kg.m$_0^{-3}$ $p_B = 750$ torr.

Să se determine n şi d corespunzătoare.

Se calculează: $Ec^* = 3\,362$ kg·m·s⁻¹ (4), $w^* = 183{,}21$ m·s⁻¹(7), $G^* = 28{,}3765$ kg·s⁻¹(9). Cu relaţia (1) se află $n = 14{,}44$, rotunjit 14. Pentru $n = 14$, cu ajutorul relaţiei (9) se calculează m^* apoi $m^*/2 = 0{,}1033074$, iar cu (8) se află, considerînd că nu se modifică regimul de debite, presiuni şi temperaturi, $w^* = 180{,}4$ m.s⁻¹ (în loc de 183,21 m.s⁻¹, ca urmare a rotunjirii n de la 14,44 la 14).

Conform enunţului $V_0^* = Va_0 + Vgn_0 = 22{,}35$ m·s⁻¹ şi se obţine cu (12) $V^* = 38{,}01947$ m³·s⁻¹. Cu (11) se stabileşte $S = 0{,}2107509$ m², iar cu (14) $d_{gv} = 138{,}44$ mm.

1—1. Verificînd pentru $n = 12$ diametrul necesar al gurilor de vînt pentru a realiza energia cinetică normală rezultă $m^* = 0{,}2410507$ kg.s.m⁻¹ (9), $w^* = 167{,}02$ m·s⁻¹ (8′), adică cu 8,8% sub normal $S = 0{,}2276388$ m² (11 sau 11′) şi, în fine $d_{gv} = 155{,}41$ mm.

1—2. Verificînd pentru $n = 12$ diametrul necesar al gurilor de vînt pentru a realiza viteza normală $w^* = 183{,}21$ m·s⁻¹, rezultă conform (8) $Ec^* = 4046$ kgm·s⁻¹, adică cu 20,3% peste normal, $S = 0{,}2075185$ m² (11 sau 11′), iar $d_{gv} = 148{,}39$ mm.

1—3. Pentru $d_{gv} = 150$ mm, cum există în exploatare, se determină: $w^* = 179{,}29$ m.s⁻¹ (−2,1%), $w_0^* = 105{,}40$ m · s⁻¹ [conf. (10), $w_0^* = 104{,}34$ m·s⁻¹], $Ec^* = 3874$ kgm·s⁻¹(+15,3%).

1—2 şi *1—3* dau cele două cazuri extreme, iar *1—4*, o situaţie de compromis. Nici una din aceste soluţii nu este corespunzătoare.

În cazul menţinerii $n = 12$, trebuie redus debitul de aer combinat, iar pentru a nu se micşora producţia de fontă, trebuie mărită concentraţia sa în oxigen. Mai departe, pentru a nu creşte temperatura de ardere la gurile de vînt la un nivel cu implicaţii negative asupra mersului furnalului trebuie, de exemplu, mărit adaosul de combustibil auxiliar, H_2Og sau CO_2, la aerul insuflat.

1—5. La acelaşi furnal cu $Vu = 700$ m³, se măreşte numărul de guri de vînt la 17. Să se stabilească d_{gv} şi debitul de aer combinat (considerînd că presiunile, temperaturile şi compoziţia aerului combinat sînt aceleaşi ca în *1—1*) pentru a realiza w^* şi Ec^* normal.

Din relaţia (8) rezultă $m^* = 0{,}2002948$ kg.s.m⁻¹. Aerul combinat avînd 5,15% gaz natural are densitatea 1,2696 kg.m$_0^{-3}$. Din (9′) se află $V_0^* = 26{,}31$ m$_0^3$.s⁻¹, din care $Va_0 = 24{,}96$ m$_0^3$ · s⁻¹ şi $Vgn = 1{,}35$ m$_0^3$·s⁻¹, iar din (12), $V = 44{,}761\,428$ m³. Conform (11) sau (11′), $S = 0{,}2443176$ m², iar după (14), $d_{gv} = 135{,}27$ mm. De asemenea, $w_0^* = 107{,}69$ m·s⁻¹.

În tabelul 3 se dă pentru comparaţie debitul de aer combinat defalcat, existent conform *1—1* (*A*) şi necesar (*B*).

În situaţia normală pentru un număr de 17 guri de vînt, debitul specific de aer combinat este $v_0 = 2{,}255$ m$_0^3$ · min⁻¹ şi m³ volum util (*B*), faţă de 1,916 m$_0^3$·min.⁻¹ m⁻³ în cazul (*A*).

2) Pentru un furnal se dau următoarele date caracteristice:

$Vu = 1\,000$ m³, $d = 7{,}2$ m, $n = 20$, $d_{gv} = 145$ mm, $Va_0 = 31{,}95$ m$_0^3$ · s⁻¹, $Vgn_0 =$

Tabelul 2, b

Rezultatele unor calcule de proiectare. Aer combinat cu gaz natural

Nr. crt.	w^*	w_0^*	S	d_{gv}		Ec^*		
	m.s^{-1}		m^2	mm		kgm.s^{-1}		
				(1)	(2)	(1) (8)	(2) (8)	(4) (5)
1	174,99	89,95	0,12923	122,3		2 102		2 100
2	179,23	97,37	0,20667	137,1		2 988		2 906
3	184,49	106,57	0,28273	141,4		3 675		3 769
4	190,80	117,62	0,35177	146,0		4 621		4 703
5	206,04	144,27	0,45457	146,4		6 647		6 722
6	226,84	180,66	0,51900	141,5		9 463		9 442
7	237,08	198,58	0,53696	137,8		10 807		10 864
8	249,56	220,40	0,54878	133,9	135,6	12 549	12 880	12 697
9	258,18	235,49	0,55100	132,4		14 020		14 055
10	266,92	250,77	0,55370	131,1	129,6	15 615	15 243	15 522
11	275,08	265,05	0,55393	128,1		16 659		16 695

Tabelul 3

Creşterea debitului de aer combinat necesar, prin mărirea numărului de guri de vînt la 17

Parametrul	*A*	*B*
	m^3·h^{-1}	
V_0^*	80 460	94 716
Va_0	76 320	89 856 (+17,7%)
Vgn_0	4 140	4 860

2—2. Menţinînd aceiaşi parametri de insuflare (debite, temperaturi, presiuni) şi numărul de guri de vînt, să se stabilească dacă există un diametru al gurilor de vînt care poate fi acceptat din punct de vedere al w^* şi Ec^*, care trebuie să difere fiecare cu maximum 5% faţă de valorile normale (*2—1*).

Prin încercări s-a constatat că micşorînd Ec^* normal cu 5%, w^* rezultă mai mare cu 2,8% decît normal. La $Ec^* = 4\,204$ kgm.s^{-1},

Tabelul 4

Comparaţie între parametrii existenţi şi cei calculaţi

Parametrul	*A*	*B*	
d, m	14	13,65	
n, buc.	40	39(1)	40(2)
V^*, $m^3 \cdot s^{-1}$	132,78	130,18	
V_0^*, m$^3 \cdot$ s^{-1}	130,03(+3,9 %)	127,48	
G^*, kg · s^{-1}	162,27	159,09	
m^* kg ·s ·m^{-1}	0,413532	0,4158237	0,4054281
w_0^*, m · s^{-1}	211,17(−10,56%)	251,13(+8,52%)	253,24(+9,43%)
w^*, m · s^{-1}	215,64(−16,59%)	256,45(+0,23%)	258,60(+1,07%)
E^*c, kgm.s^{-1}	9615 (−33,84%)	13 674 (−0,23%)	13 556 (+1,09%)
S, m^2	0,6157521	0,5075233	0,5034029
d_{gv}, mm	140	128,73	126,59

$= 1{,}94$ m$_0^3 \cdot$ s^{-1}, $p_v = 2{,}1$ bari, $pgn = 3{,}5$ bari, $t_v = 1\,090$ °C, $t_{gn} = 10$°C, $\gamma a_0 = 1{,}3$ kg. m$_0^{-3}$, $\gamma gn_0 = 0{,}71$ kg.m$_0^{-3}$, $p_B = 750$ torr.

2—1. Să se calculeze w^* şi Ec^* existente şi normale, pentru comparaţie.

Găsim $S = 0{,}330258$ m^2, $V^* = 54{,}592256$ m^3, $m^* = 0{,}2187176$ kg.s.m^{-1} apoi :

Existent	Normal
$w^* = 165{,}3$m.s^{-1}(−12,9%)	189,68 m.s^{-1} (7)
$Ec^* = 2988$ kgm.s^{-1} (−31,77%)	4379 kgm.s^{-1} (4)

adică micşorat cu 4%, w^* rezultă cu 3,4% mai mare decît normal (196,06 m.s^{-1}).

În acest al doilea caz, care este acceptabil, cunoscînd valoarea lui V^*, se găseşte $S = 0{,}2784466$ m^2 (11 sau 11′) şi $d_{gv} = 133{,}14$mm (14)

2—3. Să se determine numărul şi diametrul gurilor de vînt, considerîndu-se în rest datele din *2*) neschimbate.

Pentru Ec^* şi w^* normale (*2—1*), se obţine cu relaţia (1) şi $G^* = 42{,}9124$ kg.s^{-1}, $n = 17{,}97$, respectiv 18. Se obţine cu (9) $m^* = 0{,}2430195$

kg.s.m^{-1}, iar din S calculat cu (11) sau (11'), cu relaţia (14), $d_{gv} = 142{,}65$ mm.

3) Un furnal are $Vu = 4084$ m^3, $d = 14$ m, $n = 40$, $d_{gv} = 140$ mm, $Va_0 = 120$ m$_0^3 \cdot$s^{-1}. Se insuflă la gurile de vînt 6,27 kg păcură/s; $p_v = 3{,}86$ bari, $t_v = 1\,134$°C $\gamma a_0 = 1{,}3$ kg m$_0^{-3}$, $p_B = 750$ torr. Prin proiect s-a stabilit o viteză a aerului în gura de vînt de 200 m s^{-1}. Materialul de înzidire şi mersul periferic provoacă o creştere a temperaturii blindajului şi fisurarea sa [13].

3—1. Se compară parametrii existenţi (A) cu cei calculaţi pe baza metodei expuse (B), în tabelul 4. Mărimile normale sînt în principal: $d = 13{,}65$ m (3), $w^* = 255{,}86$ m.s^{-1} (7), $Ec^* = 13705$ kgm$\cdot$s^{-1} (5), $n = 39$ (1), $V_0 = 127\,48$ m$_0^3 \cdot$ s^{-1}. Numărul de guri de vînt normal a fost calculat în plus şi cu (2).

3—2. Menţinînd aceiaşi parametri de insuflare (debite, temperaturi, presiuni) şi număr de guri de vînt (A), să se stabilească dacă există un diametru al gurilor de vînt care poate fi acceptat din punct de vedere al normalităţii w^* şi Ec^*. Mărimea normală a acestora este $w^* = 258{,}54$ m$\cdot$s^{-1} (7), $Ec^* = 14\,532$ kgm.s^{-1} (5).

Cu (11') se găseşte $S = 0{,}5135762$ m^2 apoi $d_{gv} = 127{,}86$ mm. Se obţine cu (8) $Ec^* = 13\,821$ kgm$\cdot$s^{-1} (−4,9%). Mărind w^* cu 1,75% faţă de valoarea normală, rezultă $Ec^* = 14\,309$ kgm.s^{-1} (−1,54%), ceea ce se poate accepta. În acest caz, $d_{gv} = 126{,}75$ mm. În această situaţie, înlocuind materialul refractar cu altul avînd conductibilitatea termică redusă la normal, mersul periferic şi consecinţele sale se pot evita.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tsunenori Sugawara ş.a. În: Nippon Kokan Technical Report, Japonia, iulie, 1975, p. 4.
[2] Levin, P. În: Circ. Inf. Techn., Franţa, nr. 11, 1965.
[3] Ostrouhov, M. Ia. şi Bondarenko, I. A. În: Stali, U.R.S.S., nr. 1, 1969.
[4] Ciocan, A. ş.a. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1982, p. 569.
[5] Stoicoi, I. şi Pilly, N. *Funcţionarea furnalelor cu intensitate de ardere mărită*. Bucureşti, I.D.T., 1961, p. 8.
[6] Paşinski, V. F. şi Parhomenko, D. M. *Spravocinik metallurga*. Donetk, 1982, p. 52.
[7] Peacey, J. G. şi Davenport, W. G. *The iron blast furnace*. Oxford, Pergamon Press, 1979, p. 11, 16.
[8] Colectiv de autori. *Grundlagen des Hochofenverfahrens*. Düsseldof, Ed. Stahleisen, 1973, p. 197.
[9] Pilly, N. *Analiză privind nivelul conţinutului de fier din zgurele de furnal*. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1985.
[10] Bogdandy, L. şi Engell, H. J. *Die Reduktion der Eisenerze*. Düsseldorf, Ed. Stahleisen, 1967.
[11] Pilly, N. *Punerea corectă în funcţiune a furnalelor*. Bucureşti, I.C.D.T., 1967, vol. I, p. 41.
[12] Vasiu, Gh. şi Pilly, N. *Consideraţii privind uzarea zidăriei refractare a furnalelor*. Simpozionul Tribotehnica '80, Hunedoara, mai, 1980.
[13] Zimmermann, K. A., Heinert, G. şi Peters, K. H. În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25, 1974, p. 1283.

DOCUMENTARE

Modernizarea combinatului de la Taiyuan (R.P. Chineză)

Se aşteaptă ca proiectul de modernizare a combinatului chinez de la Taiyuan să înceapă pînă la sfîrşitul anului, în urma acordurilor între băncile şi autorităţile locale, care furnizează fondurile necesare, şi în urma aprobării de către stat a unor concesii referitoare la taxe.

Uzina va trebui să asigure 35,6% din costul proiectului de modernizare, autorităţile locale şi regionale vor furniza 23,5%, împrumuturile de la bănci vor reprezenta 25,2%, iar concesiile referitoare la taxe, 14,7%.

Această modernizare, ce se va încheia pînă în anul 1990, va duce, potrivit prognozelor, la creşterea producţiei de oţel brut de la 1 mil. t/an în prezent la 1,15 mil. t/an. Producţia de fontă brută va ajunge la 1,1 mil. t/an, iar cea de oţel laminat, la 1,15 mil. t/an. O delegaţie a Societăţii Nishin Steel, care a examinat utilajele din combinatul de oţeluri inoxidabile la începutul acestui an, a estimat că producţia de oţel inoxidabilă ar putea creşte de la nivelul actual de 13 mii t/an pînă la cca 36 mii t/an.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1984, nr. 6930, p. 29*)

Firma Danieli va modifica cuptorul firmei New Jersey Steel

Firma Danieli şi C.SpA, Italia, a primit o comandă pentru modificarea completă a cuptorului electric cu arc al firmei New Jersey Steel Corp. de la Sayreville, H. J. Proiectul include o nouă manta, pereţi laterali răciţi cu apă, boltă răcită cu apă, arzătoare cu oxigen, coturi pentru gaze arse răcite cu apă, pentru trecerea de la sistemul de extragere a fumului cu tiraj lateral. Deşi firma Danieli are mai multe instalaţii similare în Europa, aceasta va fi prima montată de firmă în America de Nord.

Firma New Jersey Steel, cu o capacitate curentă de 150 000 t/an, produce oţel beton şi o gamă completă de laminate comerciale. Firma intenţionează să producă bare rotunde, pătrate şi o gamă completă de corniere comerciale.

Era prevăzut ca în anul 1984 producţia să fie de 240 000 t/an, cu un cuptor, faţă de capacitatea anterioară de 250 000 t asigurată de două cuptoare.

(În: *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 5, 1983, p. 81*)

Ing. C. Taţian, ing. C. Ogîrlaci
şi tehn. pr. N. Olariu
Combinatul siderurgic—Reşiţa

Înzidirea şi întreţinerea melanjorului de fontă de 600 t

CZ : 669.184.41

Dezvoltarea şi modernizarea continuă a Combinatului siderurgic—Reşiţa au impus necesitatea dotării oţelăriei Martin cu un melanjor, a cărui capacitate asigură preluarea în cursul unui an a unei cantităţi de cca 600 000 t fontă.

Melanjorul, parte componentă a fluxului tehnologic de elaborare a oţelului, are rolul de a menţine în permanenţă un stoc tampon de fontă lichidă necesar oţelăriei Martin, asigurînd totodată o omogenizare a şarjelor de fontă de la furnale şi o anumită desulfurare a fontei. El menţine şi reglează totodată temperatura fontei în limite strînse, impuse.

Fonta se elaborează în două furnale de 700 m^3 fiecare, amplasate în apropierea oţelăriei Martin, dotată cu două cuptoare de 125 t capacitate şi trei cuptoare de 250 t capacitate.

Melanjorul amplasat în partea de est a oţelăriei, înspre cele două furnale, preia fonta elaborată şi deşarjată în oale cu o capacitate de 100 t. Vagoanele cu oalele de fontă se preiau de către oţelărie, după cîntărirea acestora pe un cîntar basculă, montat în calea ferată de legătură dintre furnale şi oţelărie.

Mărcile de fontă elaborate se încadrează în funcţie de conţinutul de siliciu, în prescripţiile standardului pentru fonte de afinare (FAK—O cu conţinutul de siliciu de max. 0,75 % şi FAK—1 cu conţinut de siliciu 0,76 — — 1,25 %).

În figurile 1 şi 2 este reprezentată analiza chimică a fontei realizate în anul 1982. Întrucît cele două furnale fac în total 14 deşarjări în 24 h, care nu pot fi sincronizate cu graficele de adăugare a fontei în cuptoarele Martin, apare pregnant rolul şi importanţa melanjorului în tehnologia elaborării oţelului.

Influenţa importantă a melanjorului asupra regularizării producţiei de oţel în cuptoarele Martin se evidenţiază în mod deosebit, mai ales în timpul opririi acestuia. Efectele negative se reflectă în prelungirea duratei de adăugare a fontei lichide, respectiv prelungirea duratei de elaborare a şarjelor şi, implicit, scăderea producţiei de oţel.

Rezultă din cele arătate necesitatea dotării oţelăriei cu un melanjor de capacitate corespunzătoare, judicios amplasat, cu durata de funcţionare cît mai mare şi cu staţionări pentru refaceri şi încălziri cît mai scurte.

Durata de funcţionare poate fi prelungită, utilizîndu-se material refractar adecvat, corect pus în operă şi aplicînd metode raţionale de întreţinere preventivă prin torcretare. De asemenea, nu trebuie neglijate modul de încălzire după refacere şi modul de exploatare a melanjorului în timpul campaniei de lucru.

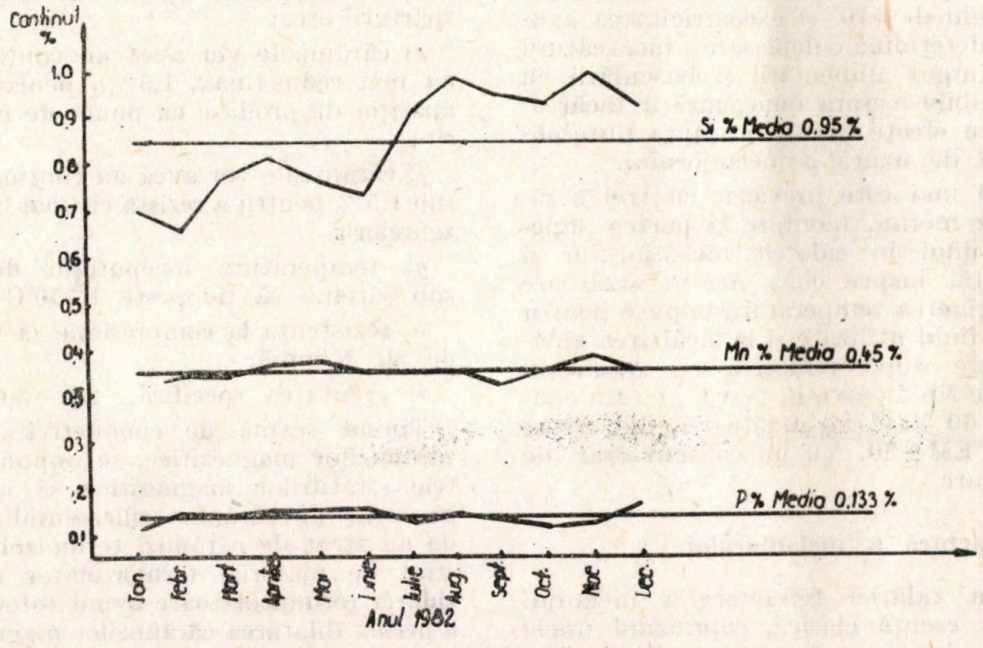


Fig. 1. Compoziţia chimică a fontei

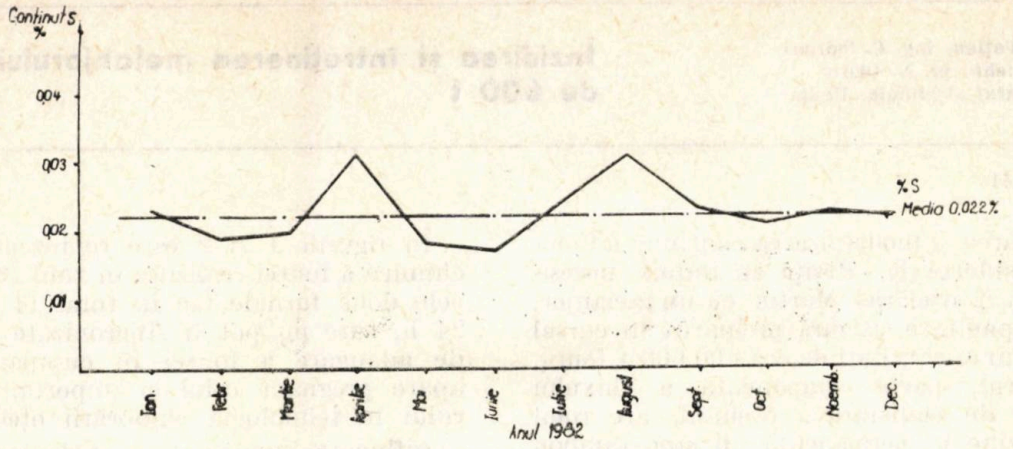


Fig. 2. Conținutul de sulf în fontă

Descrierea melanjorului

Din punct de vedere constructiv, melanjorul este de tip cilindric, cu basculare, avînd raportul dintre lungime și diametru $L/D = 1{,}3$. Melanjorul are o capacitate nominală de 600 t, regim de lucru continuu, cu o temperatură medie a fontei de 1 300 °C. Nivelul maxim al fontei este la 1 150 mm deasupra axei geometrice, iar adîncimea fontei este de 3 450 mm.

Gura de alimentare cu fontă și gura de evacuare sînt amplasate de o parte și de alta a axei geometrice verticale, sub un unghi de 110°, prima înspre hala de turnare, iar cea de a doua în hala cuptoarelor.

Axul de rotire este deplasat față de axa geometrică a melanjorului, spre gura de evacuare, cu 230 mm pe verticală și 240 mm pe orizontală.

Amplasarea celor două guri de alimentare după un unghi de 110° și excentricitatea axului de rotire determină o deplasare a încărcăturii lichide în timpul alimentării și basculării cu efecte favorabile asupra omogenizării încărcăturii, dar cu efecte negative asupra durabilității zidăriei de uzură a melanjorului.

Melanjorul mai este prevăzut cu trei arzătoare de gaz metan, montate la partea superioară cîte unul în calotele melanjorului și unul în boltă, înspre cioc. Aceste arzătoare asigură menținerea temperaturii impuse pentru încărcătură, fiind utilizate și la încălzirea zidăriei refractare după refacerea ei. Arzătorul din boltă este tip "țeavă în țeavă", cu un consum orar de 60 Nm^3, iar arzătoarele din calote de tip TRICEM—30, cu un consum orar de 30 Nm^3 fiecare.

Zidăria refractară a melanjorului

Construcția zidăriei refractare a melanjorului este în esență clasică, cuprinzînd unele elemente noi care vor fi tratate ulterior.

Greutatea zidăriei refractare cuprinde: cărămizi refractare de magnezită; cărămizi de șamotă; cărămizi izolatoare de diatomit; praf de diatomit; făină și mortare.

Utilizarea cărămizilor magnezitice pentru căptușirea melanjorului cunoaște o largă răspîndire, avînd în vedere rezistența mare a acestora la atacul zgurelor. Deoarece solicitările din melanjor sînt destul de importante, cerințele calitative impuse cărămizilor magnezitice sînt pretențioase, ele trebuind să corespundă următoarelor condiții:

a) să aibă porozitate redusă (sub 20%);

b) să fie bine arse pentru ca în timpul exploatării să nu mai prezinte contracții suplimentare;

c) să respecte dimensiunile indicate, cu toleranțe foarte mici ($\pm 0{,}3$ %) pentru a asigura realizarea de rosturi cît mai mici;

d) să nu prezinte defecte de structuri, fisuri, spărturi etc.;

e) cărămizile vor avea un conținut de SiO_2 cît mai redus (max. 1,5%), pentru a se evita apariția de produse cu punct de fuziune coborît;

f) cărămizile vor avea un conținut de Fe_2O_3 sub 1,5% pentru a rezista cît mai bine la atacul zgurelor;

g) temperatura începutului de deformare sub sarcină să fie peste 1 750°C;

h) rezistența la compresiune să fie mai mare de 80 N/mm^2;

i) greutatea specifică, 2,9—3,0 g/cm^3.

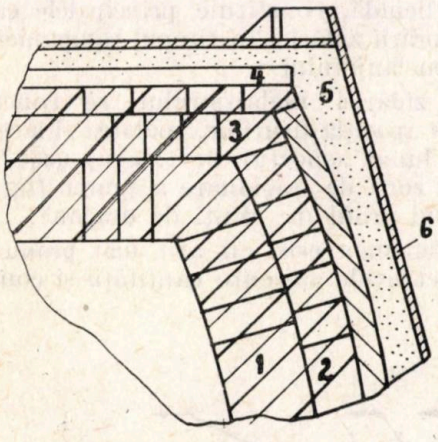
Ținînd seamă de conductivitatea mare a cărămizilor magnezitice, se impune ca în spatele straturilor magnezitice să se înzidească un strat de cărămizi silicoaluminoase, urmat de un strat de cărămizi termoizolatoare și un strat de material termoizolator măcinat fin, zidăria termoizolatoare avînd totodată rolul de a prelua dilatarea cărămizilor magnezitice (coeficientul de dilatare cca $14{,}5 \times 10^{-6}$ $°C^{-1}$).

Soluţiile de înzidire a melanjorului de 600 t se pot rezuma la următoarele scheme :

A. *Înzidirea calotelor* :
— zidăria de uzură, din cărămidă magnezitică, cu o grosime de 350 mm ;
— zidăria de durată, din cărămidă magnezitică, cu o grosime de 200 mm ;
— zidăria portantă din cărămidă de şamotă C71, cu grosimea de 115 mm ;
— masă izolatoare de diatomit, cu grosimea de 130—180 mm.

B. *Înzidirea corpului cilindric* :
— zidăria de uzură din cărămidă magnezitică, cu o grosime de 350 mm în părţile laterale şi 425 mm în zona centrală ;
— zidăria de durată, din cărămidă magnezitică, cu o grosime de 200 mm ;
— zidăria portantă, din cărămidă de şamotă, cu o grosime de 115 mm ;
— zidăria de cărămidă diatomitică (izolatoare) cu o grosime de 65 mm ;
— masa izolatoare din diatomit, cu grosimea de 90 mm (în fig. 3 şi 4 sînt date unele detalii de înzidire).

Zidăria de magnezită se execută uscat, cu rosturi de maximum 1 mm. Dilataţia va fi preluată de rosturi de dilatare din zidărie şi de stratul termoizolator, compresibil. La nevoie, pentru asigurarea rosturilor de maximum 1 mm



1. Strat de uzură (RG)
2. Strat de durată (RG)
3. Strat portant silico-aluminos (C71-75)
4. Strat termoizolator din cărămizi diatomitice (ID-06)
5. Umplutură diatomitică
6. Manta metalică

Fig. 3. Racordarea cilindrului cu calota

se recurge la ajustarea cărămizilor prin cioplire şi şlefuire sau prin tăiere, evitîndu-se producerea de fisuri în cărămidă. Rosturile se umplu cu făină de magnezită încălzită la 100 — 120°C, pentru a curge mai bine între rosturi. Se ţine seamă de decalarea rosturilor dintre zidăria de uzură şi zidăria de durată, pentru ca acestea să nu se suprapună.

De asemenea se acordă atenţie deosebită zidăriei în zona de racordare a calotelor cu peretele cilindric. Această racordare se realizează prin utilizarea cărămizilor de sprijin

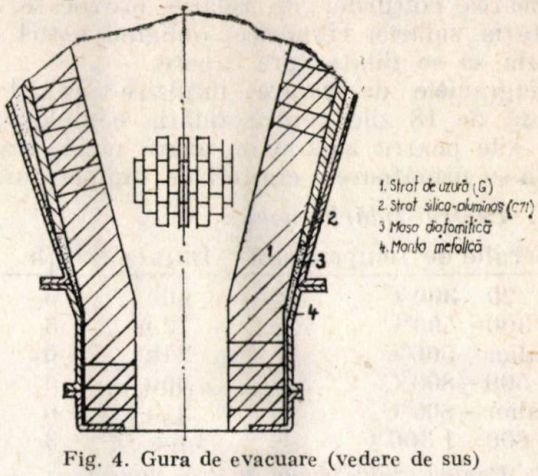


Fig. 4. Gura de evacuare (vedere de sus)

5 RUM şi 6 RUM, în zidăria de uzură, 10 RUM şi 11 RUM, în zidăria de durată, evitîndu-se astfel posibilitatea pătrunderii fontei lichide în zidăria peretelui (fig. 4)

Zidăria de şamotă se execută cu rosturi de maximum 1,5 mm pentru cărămizile CA 75 şi maximum 2 mm pentru cărămizile C 71, utilizîndu-se mortare de aceeaşi refractaritate, de consistenţă subţire. Izolaţia se realizează cu cărămizi de diatomit şi mortar de consistenţă semisubţire, preparat cu apă. Masa izolatoare de diatomit se bate între mantaua metalică şi zidăria de şamotă RC 71, respectiv zidăria de diatomit, pe măsura executării acesteia.

Compoziţia granulometrică a masei izolatoare de diatomită este următoarea :

2 — 5 mm. . . . . .20 % ;
0,5 mm . . . . . .30 % ;
0 — 0,5 mm . . . . 50 %.

Făina de magnezită, de aceeaşi calitate cu cărămizile refractare magnezitice, are granulaţia 0—0,15 mm.

Uscarea şi încălzirea melanjorului

O importanţă deosebită pentru calitatea şi integritatea zidăriei refractare a melanjorului o prezintă uscarea şi încălzirea la darea sa în exploatare. Curba optimă de încălzire se stabileşte în funcţie de următorii factori :
— conductivităţile termice ale refractarelor utilizate ;
— coeficienţii de dilatare liniară ;
— căldura specifică a refractarelor utilizate ;
— structura pe calităţi (straturi) a zidăriei ;
— volumul zidăriei ;
— rezistenţa la şoc termic ;
— valoarea tensiunilor din perete etc.

Înainte de începerea încălzirii interioare, melanjorul se curăţă bine de resturile de cărămidă, moloz şi praf, după care, la gura de alimentare şi ciocul de golire se fixează ţagle de oţel de 140 × 140 mm, care, pînă ajung la 800 — 900° C (temperatura de înmuiere), evită dislocarea colţurilor de zidărie provocate de dilataţia zidăriei cilindrice, obligînd astfel ca zidăria să se dilate spre capete.

Diagramele de uscare—încălzire prevăd o durată de 18 zile pentru zidăria completă şi 12,5 zile pentru zidăria de uzură nouă, realizîndu-se următoarele creşteri de temperatură :

A. Pentru zidăria nouă :

Intervalul de temperatură	Durata	°C/h
20—300°C	60h	5
300—500°C	72 h	3
Palier—500°C	24h	0
500—800°C	96h	3
Palier—800°C	24h	0
800—1 300°C	156h	3

B. Pentru zidăria de uzură nouă :

Intervalul de temperatură	Durata	°C/h
20—300°C	48h	6
300—1 300°C	250h	4

Prima perioadă a uscării se realizează cu foc de lemne, pînă la atingerea temperaturii de cca 150°C. Urmează o perioadă de încălzire mixtă cu foc de lemne şi de gaz metan, prin aprinderea arzătorului din boltă. După realizarea palierului de 24h la temperatura de 500°C, continuarea încălzirii se realizează numai cu gaz metan, prin punerea în funcţiune şi a celor două arzătoare TRICEM-30 montate în calote. Încadrarea în diagrama de încălzire se urmăreşte atît prin aparatură termotehnică, cît şi prin controlul vizual al zidăriei pentru prevenirea unor supraîncălziri locale. După atingerea temperaturii de 1 300°C, melanjorul se înclină pentru a îndepărta cenuşa şi restul de ţagle care au servit la reglarea dilataţiei, fiind astfel pregătit pentru preluarea primelor cantităţi de fontă lichidă.

Pentru formarea glazurii la suprafaţa căptuşelii refractare de uzură, iniţial în melanjor se introduce o cantitate redusă de fontă (max. 150 t), efectuîndu-se cîteva basculări, după care melanjorul poate fi dat în folosinţă.

În figura 5 sînt redate diagramele de încălzire a melanjorului.

Uzura zidăriei melanjorului

Cauzele şi factorii care influenţează durabilitatea stratului de uzură al melanjorului sînt următoarele :

— acţiunea agresivă a zgurei lichide ;
— infiltrările de fontă lichidă ;
— şocurile termice ;
— temperatura fontei lichide ;
— compresibilitatea şi mişcarea radială a straturilor de căptuşeală ;
— fluctuaţiile gradului de umplere a melanjorului ;
— acţiunea de erodare a fontei lichide etc.

Coroziunea chimică provocată de zgura lichidă, concomitent cu eroziunea provocată de fonta lichidă, constituie principalele cauze ale deteriorării zidăriei în timpul campaniei de lucru a melanjorului.

Uzura zidăriei melanjorului se concretizează prin apariţia fisurilor, spălarea şi lărgirea acestora, luînd aspectul de „pavaj uzat", în special în zona de staţionare a zgurei (fig. 6), cu aşa-zisul profil în „dinţi de dragon".

Acest fenomen este cu atît mai pronunţat cu cît fluctuaţiile aferente cantităţii şi compo-

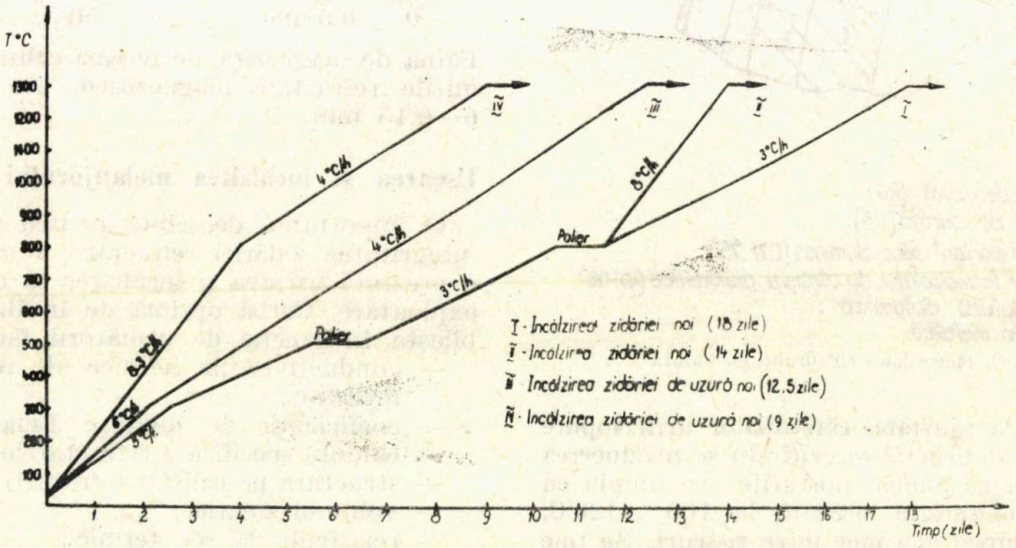


Fig. 5. Diagrame pentru încălzirea zidăriei melanjorului

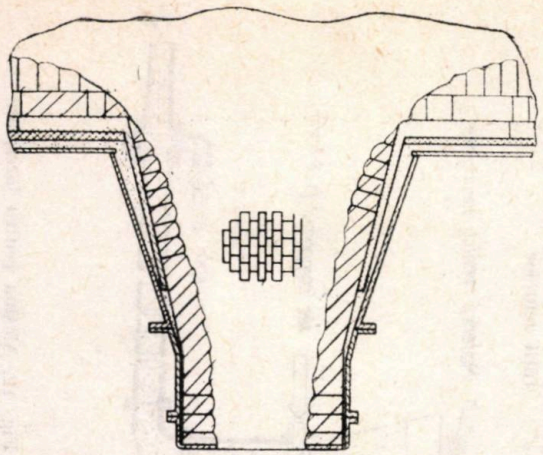


Fig. 6. Uzura căptușelii refractare în zona gurii de evacuare

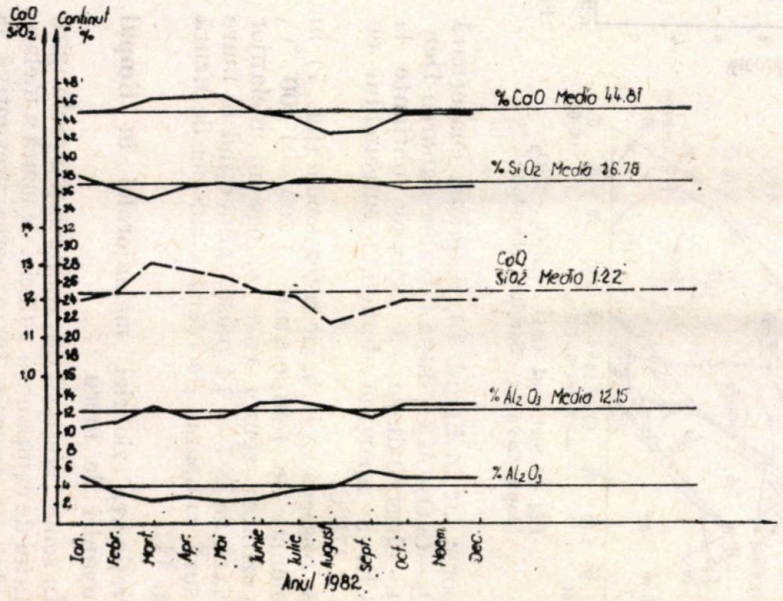


Fig. 7. Analiza chimică a zgurei de furnal și bazicitatea $\frac{CaO}{SiO_2}$

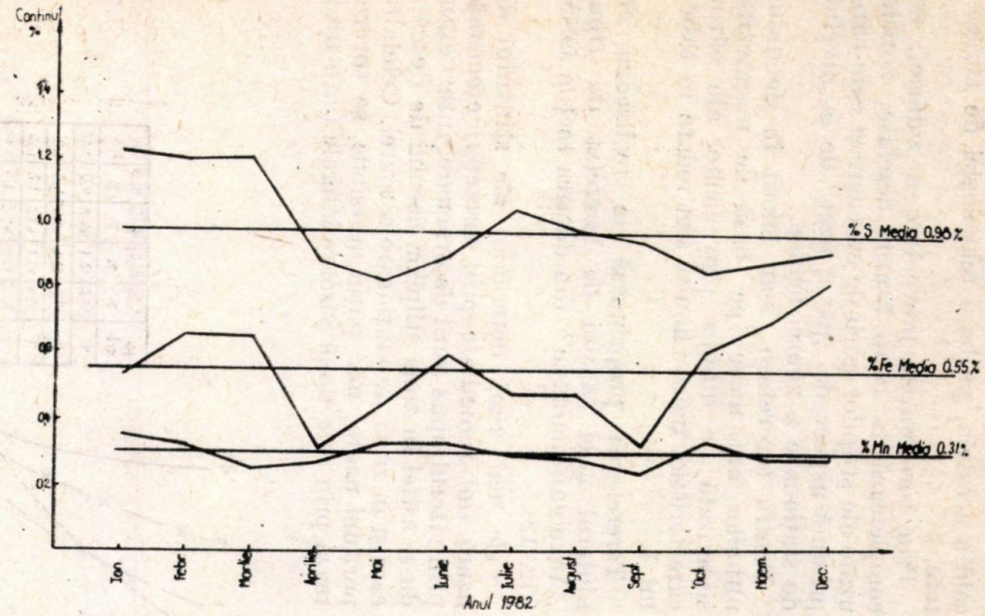


Fig. 8. Conținutul de S, Fe, Mn în zgura de furnal

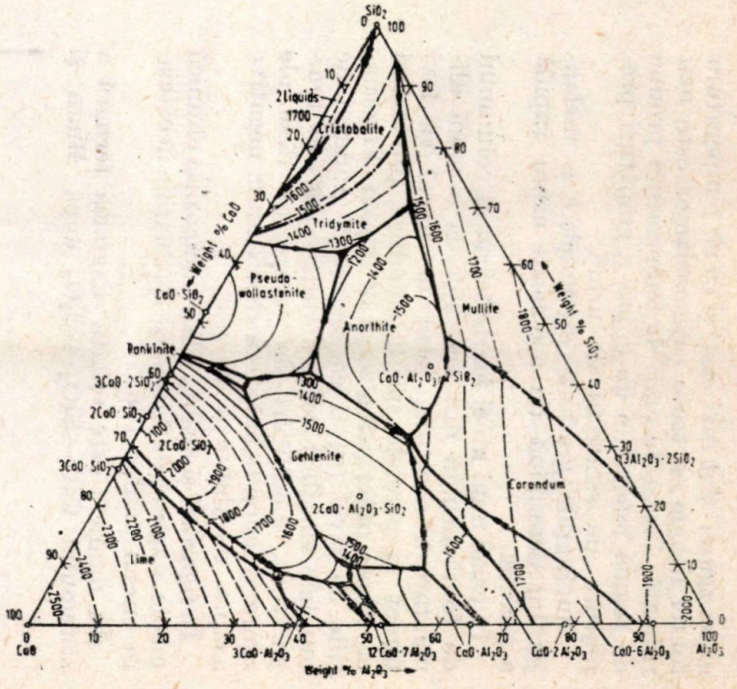


Fig. 9. Sistemul $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$ (după Muan și Osborn)

ziţiei zgurei sînt mai mari şi cu cît temperatura fontei lichide ce trece prin melanjor este mai ridicată. Variaţiile mari de temperatură produc de regulă fenomene de cojire şi crăpături premature ale stratului de uzură.

Fluctuaţiile gradului de umplere a melanjorului determină de asemenea uzura rapidă a zidăriei.

În cazul unui nivel foarte scăzut al volumului de fontă lichidă din melanjor, la o nouă alimentare a acestuia, jetul de metal va lovi direct în peretele părţii cilindrice, producînd eroziunea puternică a zonei de impact. Fluctuaţiile de nivel (ca o consecinţă a gradului de umplere variabil) implică variaţii mari de temperatură, modificări de compoziţie dese ale zgurei şi fontei lichide, cu repercusiuni negative asupra durabilităţii zidăriei.

În figurile 7 şi 8 sînt redate compoziţia chimică medie a zgurei de furnal şi fluctuaţiile acesteia, în cursul anului 1982.

În figura 9 este redată diagrama ternară a sistemului $CaO-SiO_2-Al_2O_3$ după Muan şi Osborn, iar în figura 10, diagrama cuaternară $SiO_2-CaO-Al_2O_3$ după Cavalier-Şandreo-Dendou, observîndu-se că zgurelor obţinute la C.S.R. le aparţine domeniul eutecticului cu $t = 1\,310°C$.

Se observă că la bazicitatea medie (fig. 7) în domeniul de temperatură 1 300 — 1 400 °C, viscozitatea zgurei care ajunge în melanjor variază de la 7 — 14 poise, influenţînd în mare măsură campania de lucru a zidăriei de uzură (fig. 11).

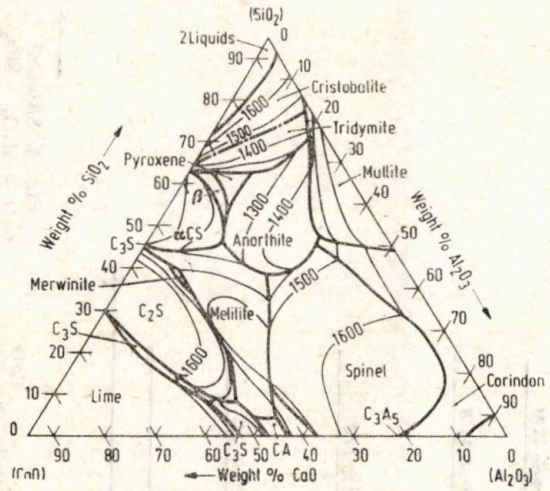
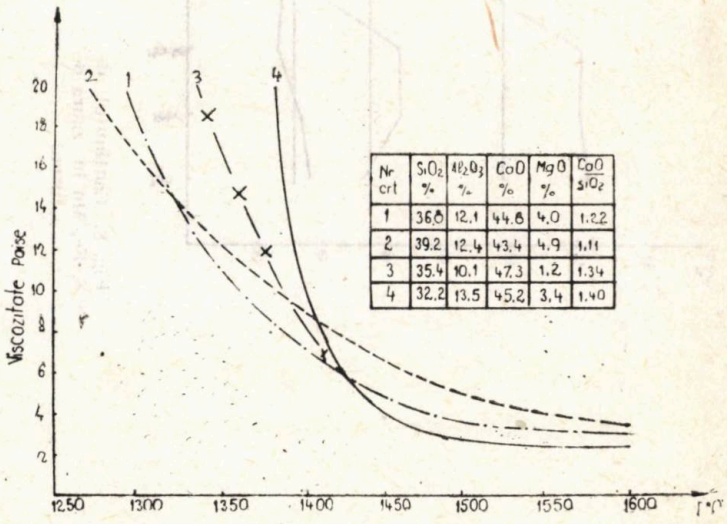


Fig. 10. Sistemul $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$ (după Cavalier — Sandreo — Dendou)



Nr crt	SiO_2 %	Al_2O_3 %	CaO %	MgO %	$\frac{CaO}{SiO_2}$
1	36,6	12,1	44,6	4,0	1,22
2	39,2	12,4	43,4	4,9	1,11
3	35,4	10,1	47,3	1,2	1,34
4	32,2	13,5	45,2	3,4	1,40

Fig. 11. Influenţa bazicităţii şi temperaturii asupra viscozităţii zgurelor

Întreţinerea zidăriei melanjorului în timpul campaniei de lucru

În scopul creşterii durabilităţii şi a prelungirii duratei de campanie a zidăriei de uzură a melanjorului, se practică întreţinerea preventivă la cald a acesteia, pe baza tehnologiei de torcretare.

Prin torcretarea preventivă a zidăriei, se completează la timp fisurile deschise, zonele uzate ale stîlpilor gurii de evacuare şi cele care prezintă aspect de „pavaj uzat" de la nivelul de staţionare a zgurei lichide.

Pentru torcretare s-au folosit în decursul ultimilor ani mase pe bază de magnezită sinterizată de diferite provenienţe, ale căror caracteristici fizico-chimice sînt redate în tabelul 1.

Torcretarea propriu-zisă se realizează cu ajutorul unei maşini de torcretat de tipul „Ankergun-machine" din dotarea secţiei OSM (fig. 12).

Cele mai mari deteriorări ale stratului de uzură sînt remediate prin torcretări efectuate prin vizorul opus gurii de evacuare, intervenindu-se astfel în zona stîlpilor ciocului de descărcare şi în zona de staţionare a zgurei. Celelalte porţiuni uzate, mai puţin accesibile, se torcretează prin cele două vizoare laterale (cîte unul

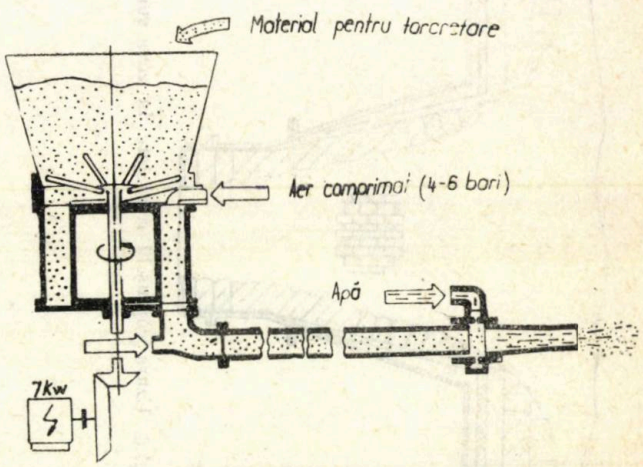


Fig. 12. Maşina pentru torcretare

Tabelul 1

Caracteristicile maselor de toreretare pentru reparația la cald a melanjorului

Caracteristica	Anker OW 70 (Veitscher)	Sitmagpatch 32 GM (Magno-chrom)	TB 80 (R.S.R).
Al_2O_3, %	0,5	1	1,5
Fe_2O_3, %	7,5	2,3	2,5
Mg O, %	83	92	90
CaO, %	5	3	1
SiO_2, %	3,5	2	3
Densitate ap., g/ m^3	2,5	2,5	2,6
Granulația, mm	0—2,0	0—4,0	0—2,0
Natura liantului	Chimic	Chimic—ceramic	Chimic
Temperatura maximă de utilizare, °C	1 750	1 800	1 750

pe fiecare calotă), prin ciocul de evacuare și prin gura de alimentare.

Practica torcretării melanjorului cuprinde următoarele faze de pregătire :

— asigurarea tipurilor și a cantităților necesare de materiale ;
— controlul modului de funcționare a mașinii de torcretat și racordarea acesteia la utilități (energie electrică, apă, aer) ;
— alegerea și montarea lăncii corespunzătoare ;
— reglarea parametrilor funcționali ai mașinii, pentru desfășurarea optimă a torcretării și reducerea pierderilor de materiale prin ricoșări.

Temperatura optimă de lucru a zidăriei în cursul torcretării este de 800 — 900°C. După încheierea operației de torcretare, înainte de asigurarea gradului de umplere normal al melanjorului, se face preîncălzirea stratului de masă aplicat cu ajutorul celor trei arzătoare cu gaz metan.

Alimentarea cu o nouă șarjă de fontă lichidă se face numai după ce, prin control vizual, se constată că zona reparată a atins aceeași temperatură cu zonele învecinate.

Consumul specific de material folosit pentru torcretare realizat este de cca 0,08 kg/t fontă lichidă.

Utilizarea maselor de torcretare s-a făcut diferențiat în sensul că, pentru reparații preventive mici, s-a lucrat cu mase de granulație fină (0 — 2 mm), iar pentru zone cu uzură ridicată s-au folosit mase cu granulație grobă.

Prin înzidire, încălzire, exploatare și întreținere preventivă corespunzătoare, s-a reușit să se mențină melanjorul în funcțiune 16 luni, realizîndu-se un consum total de material refractar de 0,73 kg/t de fontă lichidă.

Modificări și îmbunătățiri la înzidirea și exploatarea melanjorului

Din experiența acumulată în perioada de la darea în exploatare a melanjorului au rezultat unele modificări și îmbunătățiri.

În zona centrală a bolții melanjorului și la ciocul de descărcare s-a modificat soluția inițială, realizîndu-se o zidărie cu cărămizi suspendate, fapt ce a micșorat durata de refacere a melanjorului. În vederea realizării unei durate de refacere și mai mici, se preconi-

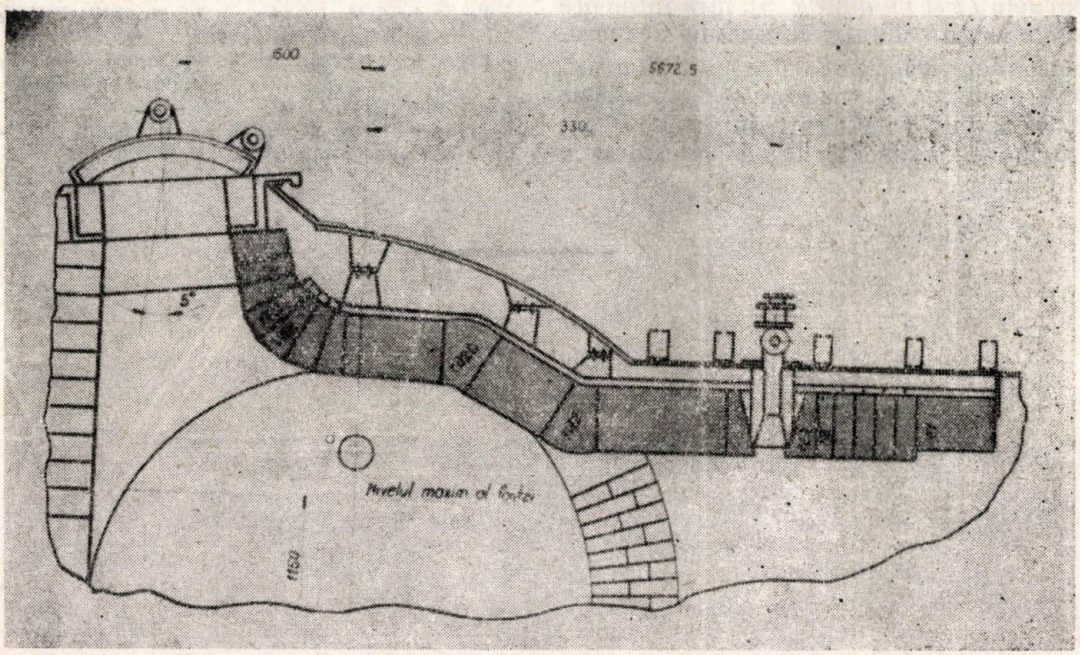


Fig. 13. Suspendarea stratului de uzură la gura de evacuare

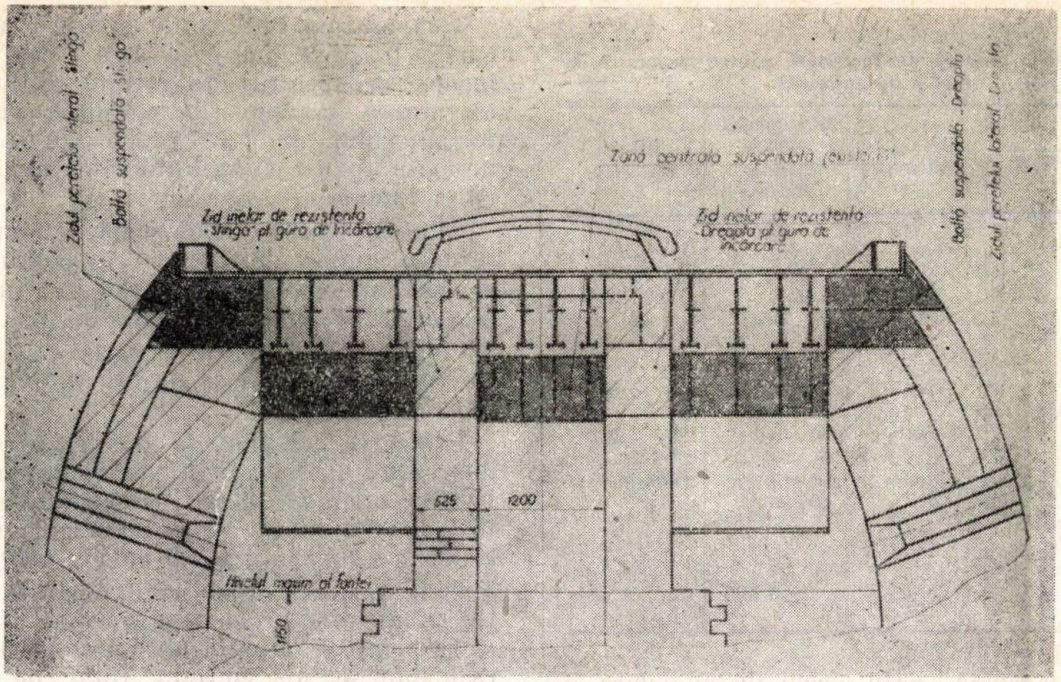


Fig. 14. Suspendarea stratului de uzură între gura de alimentare şi gura de evacuare (secţiune transversală)

zează extinderea acestei modificări şi în zonele laterale ale bolţii, dar cu păstrarea celor două inele de rezistenţă pentru susţinerea gurii de încărcare (fig. 13 şi 14). Durata refacerii se reduce în această situaţie cu cca 15%, reducîndu-se totodată efortul fizic la refacere.

Tendinţa generală a repunerii în funcţiune a melanjorului în timp cît mai scurt, după o refacere prin reducerea diagramelor de uscare-încălzire, s-a concretizat prin reducerea acestei etape cu patru zile după o refacere completă şi cu 3,5 zile după refacerea numai a zidăriei de uzură (curbele *II* şi *IV* din fig. 5), fără influenţe nefavorabile asupra duratei campaniei de lucru.

S-a experimentat înzidirea stratului de uzură cu mortar de făină de magnezită cu soluţie de silicat de sodiu (consistenţă subţire). Deoarece în urma experimentării s-a constatat o mărire a durabilităţii stratului de uzură al melanjorului, s-a trecut la utilizarea curentă a acestei metode.

Toate aceste modificări şi îmbunătăţiri, împreună cu întreţinerea preventivă prin torcretare, au condus la campanii de lucru prelungite, scurtarea timpilor de staţionare şi consum specific de refractare satisfăcător.

BIBLIOGRAFIE

[1] D e i c ă, N. *Utilizarea raţională a produselor refractare*, p. 239 — 245. Bucureşti, Ed. tehnică, 1983.
[2] * * * *Schlackenatlas*, p. 74, 80, 217. Düsseldorf, Verlag Stahleisen M.B.H., 1981.
[3] C h e s t e r s, J. H. *Refractories for Oxygen Steelmaking*, p. 118— 167. Sheffield, The United Steel Companies LTD, 1963.
[4]* * * *Zidirea melanjoarelor de fontă*. Prospect al firmei „Magnochrom" (R.S.F.I), p. 3 — 12.

Dr. ing. C. Bratu, prof. dr. ing. L. Sofroni
Institutul potitehnic — București
ing. S. Stavarache
Întreprinderea de mașini grele — București

Cercetări privind mărirea compactității pieselor mari, turnate din oțel, prin dirijarea procesului de solidificare

CZ : 621.746.62

Compactitatea pieselor turnate din oțel este caracterizată de cantitatea de sufluri și microretasuri.

Cele mai importante și frecvente defecte ale pieselor turnate din oțel sînt microretasurile. Ele conduc la scăderea pronunțată a rezistenței și în special a alungirii și stricțiunii, precum și la pierderea etanșeității la proba de presiune interioară. Microretasurile apar atît în interiorul pereților, cît și spre părțile exterioare ale piesei (în special la piesele cu grosime mare de perete).

Astfel pentru piesele mari cu pereți groși care lucrează în condiții de rulare, cu frecare cu ungere, cum ar fi de exemplu inelele de rulare sau fundurile de fus la liniile de ciment, microretasurile apărute în stratul superficial, pe suprafața de rulare a acestora, devin extrem de periculoase.

Stratul de lubrifiant, depus pe suprafața de rulare a unor astfel de piese, pătrunde în interiorul microretasurilor de suprafață, crescînd astfel condițiile de uzură a pieselor și deci scăzînd în acest fel timpul de funcționare al acestora.

Deci se poate desprinde concluzia că, obținerea unor piese turnate fără microretasuri, atît în părțile interioare, cît și în straturile superficiale, constituie o problemă de bază în vederea măririi fiabilității în exploatare. O metodă tehnologică eficientă de mărire a compactității pieselor turnate o constituie dirijarea procesului de solidificare.

Dirijarea procesului de solidificare se poate realiza prin dirijarea vitezei de solidificare (a coeficientului de solidificare) sau prin dirijarea frontului de solidificare, metode care sînt tratate pe larg în lucrarea [1].

Volumul, forma și poziția microretasurilor în pereții pieselor turnate sînt influențate de o serie de factori tehnologici, care la rîndul lor depind de natura aliajului (NA), natura formei (NF), de condițiile de turnare (CT), și de geometria piesei turnate (GP), care se exprimă calitativ prin relația funcțională (1) :

$$V_{mr} = \varphi\,(NA,\ NF,\ CT,\ GP) \qquad (1)$$

în care V_{mr} este volumul microretasurilor.

Volumul microretasurilor se poate determina fie pe cale directă, prin aplicarea metodelor de defectoscopie sau prin compararea densității probelor, fie pe cale indirectă cu ajutorul relației :

$$V_{mr} = V_r - V_{MR} \qquad (2)$$

în care V_r este volumul total de retasură ;

V_{MR} — volumul de macroretasură (retasură concentrată).

În vederea micșorării volumului de microretasuri, trebuie să se aibă în vedere factorii tehnologici din relația (1), care trebuie să asigure o solidificare dirijată a piesei spre maselote, adică asigurarea unor gradienți optimi de temperatură în timpul procesului de solidificare pe direcțiile transversală și longitudinală a secțiunii peretelui piesei.

În lucrarea de față se cercetează influența unor factori tehnologici asupra formării și prevenirii microretasurilor în straturile superficiale ale pieselor mari prin dirijarea solidificării, adică prin crearea unui gradient termic pozitiv în direcția maselotei. În acest sens, s-a variat atît geometria piesei (grosimea echivalentă de perete), cît și natura formei (amestecuri de formare cu conductivități diferite, precum și răcitori exteriori), menținîndu-se constantă natura aliajului și condițiile de turnare.

Pentru cercetarea influenței unor factori tehnologici asupra volumului de microretasuri, s-a utilizat proba tehnologică prezentată în figura 1, care a avut masa de cca 1 000 kg și volumul total (inclusiv maselota) de 127dm³.

Probele au fost executate în felul următor : pe lungimea și înălțimea treptelor s-au confecționat miezuri din : cromit cu ciment, nisip de

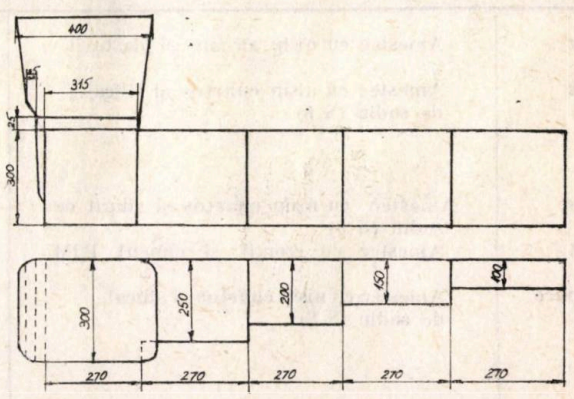


Fig. 1. Probă tehnologică pentru studiul microretasurilor

zircon cu plastovit, nisip cuarțos cu silicat de sodiu și nisip cuarțos cu silicat de sodiu la care s-au așezat răcitori exteriori. Capacele în care s-au executat maselotele au fost confecționate din nisip cuarțos și silicat de sodiu.

Probele au fost turnate din oțel slab aliat marca T20Mn14 (tab. 1).

Tabelul 1

Compoziția chimică și condițiile de turnare a oțelului

Marca oțelului	Temperatura de evacuare din cuptor, °C	Temperatura la turnare, °C	Compoziția chimică, %				
			C	Mn	Si	P	S
T20Mn14	1 605	1 570	0,18	1,45	0,32	0,038	0,035

Compoziția amestecurilor de formare folosite este dată în tabelul 2.

În proba nr. *2*, formată din amestec cu nisip cuarțos și silicat de sodiu, s-au așezat răcitori exteriori din oțel, la suprafața de contact metal—formă. Modul de așezare și dimensiunile acestora pe grosimea celor patru trepte sînt date în figura 2.

În colțurile treptelor nr. *4*, s-a măsurat temperatura cu ajutorul unor termocupluri Pt—Pt—Rh (valorile temperaturilor sînt aproximative). Măsurătorile de temperatură s-au făcut după cca 90 s de la turnarea oțelului, pe un interval de 5min. Rezultatele obținute sînt prezentate în figura 3. Rezultă că după aproximativ 90—100 s de la turnare, se observă o cădere bruscă de temperatură, urmată de o creștere la fel de bruscă a temperaturii.

Variația cea mai mare s-a înregistrat la proba nr. *2*, cu răcitori exteriori. Micșorarea bruscă după turnare a temperaturii oțelului la interfața cu forma se explică prin faptul că la

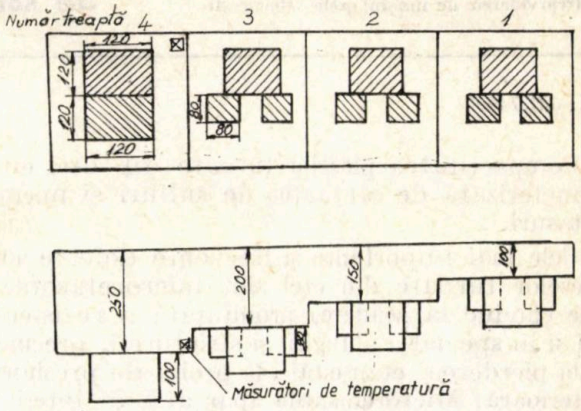


Fig. 2. Modul de amplasare și dimensiunile răcitorilor exteriori pe cele patru trepte

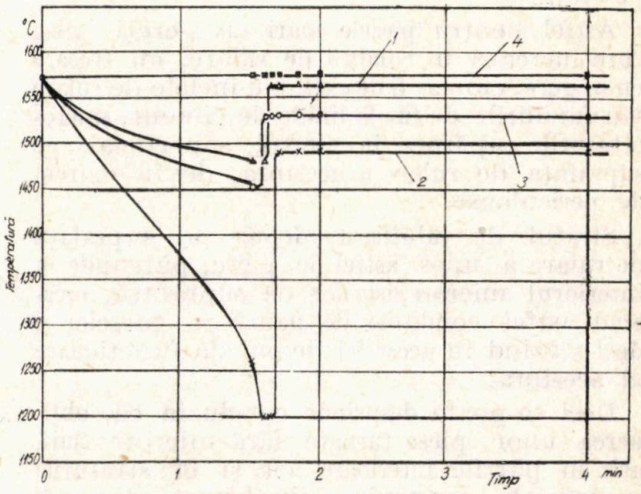


Fig. 3. Variația temperaturii la începutul procesului de interacțiune termică (cifrele de pe curbă corespund cu nr. probei,

Tabelul 2

Compoziția amestecurilor de formare folosite

Nr. probă	Denumirea amestecului	Simbol	Compoziția amestecului			
			Material de bază, părți	Liant, %	Umiditatea, %	Observații
1	Amestec cu nisip zircon și plastovit	ZP	100	3—4	—	Timp de amestecare : max. 3 min
2	Amestec cu nisip cuarțos și silicat de sodiu (S 8)	NS	nisip Aghireș 50 nisip Văleni 50	6—9	max.8	Răcitori—oțel — Modul : 2,2—2,5
3	Amestec cu nisip cuarțos și silicat de sodiu (S 8)	NS	,,	6—9	max.8	Modul : 2,2—2,5
4	Amestec cu cromit și ciment RIM	CC	100	10	6—7	Timp de amestecare : 4—6 min
Capace	Amestec cu nisip cuarțos și silicat de sodiu (S 8)	NS	nisip Aghireș 50 nisip Văleni 50	6—9	max.8	Modul : 2,2—2,5

începutul procesului de solidificare se creează un gradient termic mare, care crește în funcție de condițiile de schimb de căldură. Temperatura se stabilizează la o valoare cu atît mai mare, cu cît conductibilitatea termică a amestecului este mai mică. Diferența dintre temperatura de stabilizare și punctul minim al curbelor este maximă la proba cu răcitori exteriori (conductibilitatea termică cea mai mare) și minimă la proba cu nisip cuarțos. Creșterea bruscă a temperaturii și stabilizarea ei se explică prin fenomenul de reechilibrare termică între oțelul lichid și formă.

După răcire, dezbatere și curățare, probele au fost secționate conform schemei din figura 4.

După secționarea maselotelor cu flacără oxiacetilenică, s-au făcut observații asupra formei și dimensiunilor retasurilor concentrate,

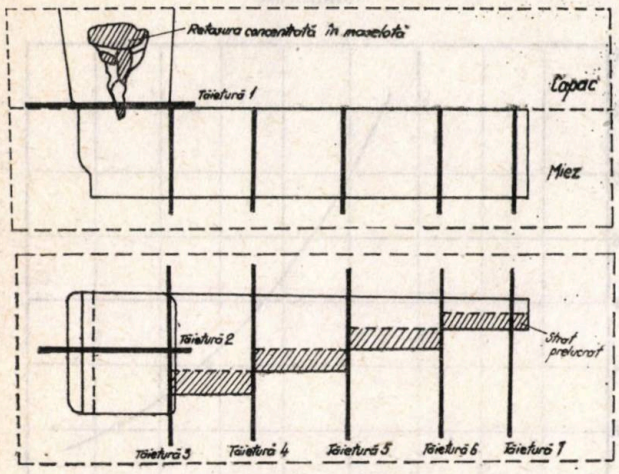
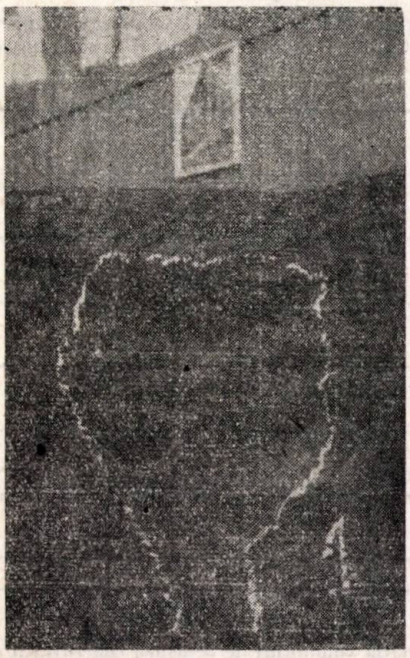
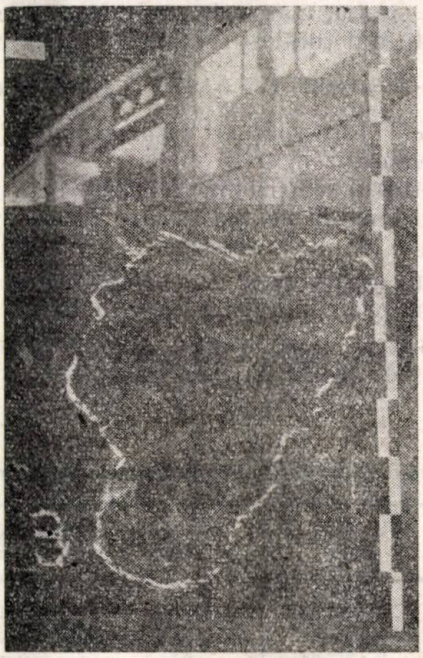


Fig. 4. Modul de tăiere și prelucrare a probelor



a

b



c

Fig. 5. Forma și dimensiunile retasurii concentrate în maselotă:
a — proba cu nisip de zircon (h_{rc}=340 mm; V_{rc}=2 107 cm³; h = 69 mm); *b* — proba cu răcitori exteriori (h_{rc}= 332 mm; V_{rc} =2 583 cm³; h = 71 mm); *c* — proba cu nisip cuarțos (h_{rc} = 358 mm; V_{rc} = 975 cm³; h = 62 mm)

precum și a poziției acestora în maselotă, pentru fiecare probă în parte. Rezultatele obținute sînt prezentate în figura 5. Astfel, se pot observa foarte clar diferențele de formă între retasurile concentrate pentru primele trei probe turnate.

S-au făcut măsurători asupra următoarelor caracteristici pentru toate cele patru maselote secționate :

— înălțimea totală a retasurii concentrate (h_{rc}) ;

— volumul total de retasură concentrată ($V_{rc} = V_{MR}$) ;

— grosimea crustei solidificate la partea superioară a maselotei (h).

Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 3.

Tabelul 3

Caracteristicile măsurate după solidificarea probelor

Proba	h_{rc}, mm	V_{rc}, cm³	h, mm
1	340	2 107	69
2	332	2 583	71
3	358	975	62
4	350	1 629	64

Considerînd coeficientul de contracție volumetrică la solidificare după lucrarea [2], $\alpha_{VS} = 2{,}5\%$ pentru marca de oțel turnat, se calculează volumul total al retasurii (V_r) cu relația :

$$V_r = \alpha_{VS} \cdot V = 0{,}025.127{,}0127 = 3{,}17531 \text{ dm}^3 \quad (3)$$

în care V este volumul total al piesei (probei) și maselotei.

Cu ajutorul relației (2) se calculează volumul de microretasură pentru fiecare probă în parte, rezultatele fiind prezentate în tabelul 4.

Timpul aproximativ de solidificare pentru cele patu probe este dat în tabelul 5.

Rezultatele obținute au fost prelucrate și reprezentate grafic în figurile 6, 7, 8, 9.

Tabelul 4

Volumul de microretasuri pentru cele patru probe

Proba	$V_{ret.tot.}$, cm³	$V_{ret.conc.}$, cm³	$V_{microretasuri}$, cm³
1	3 175,31	2 107	1 068,31
2	3 175,31	2 583	592,31
3	3 175,31	975	2 200,31
4	3 175,31	1 629	1 546,31

Tabelul 5

Timpul aproximativ de solidificare a probelor

Proba	Timp de solidificare, min
1	85
2	57
3	107
4	94

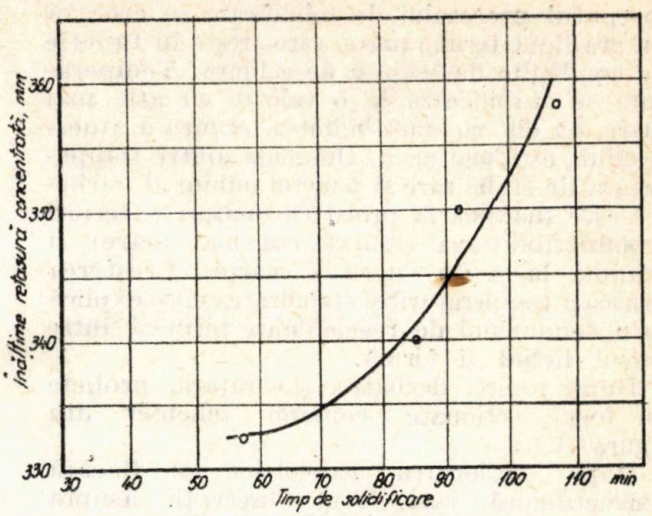


Fig. 6. Variația înălțimii retasurii concentrate cu timpul de solidificare

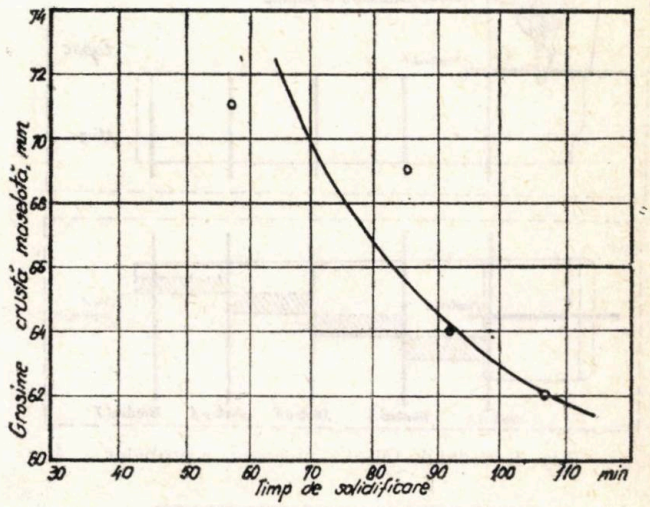


Fig. 7. Variația înălțimii crustei solidificate la partea superioară a maselotei cu timpul de solidificare

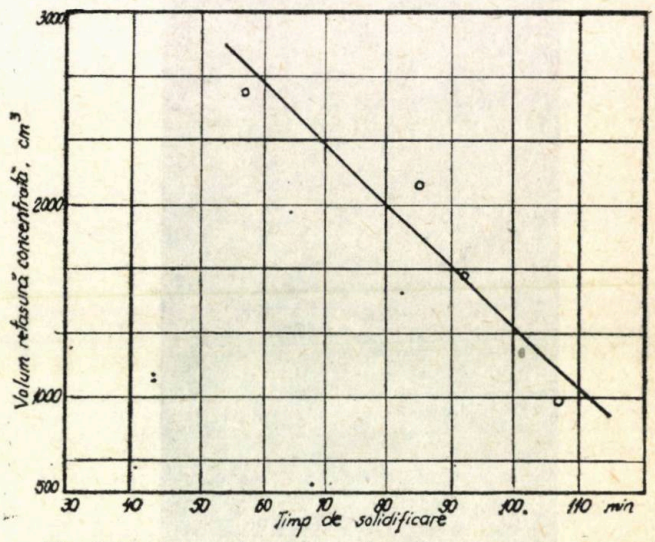


Fig. 8. Variația volumului de retasură concentrată cu timpul de solidificare

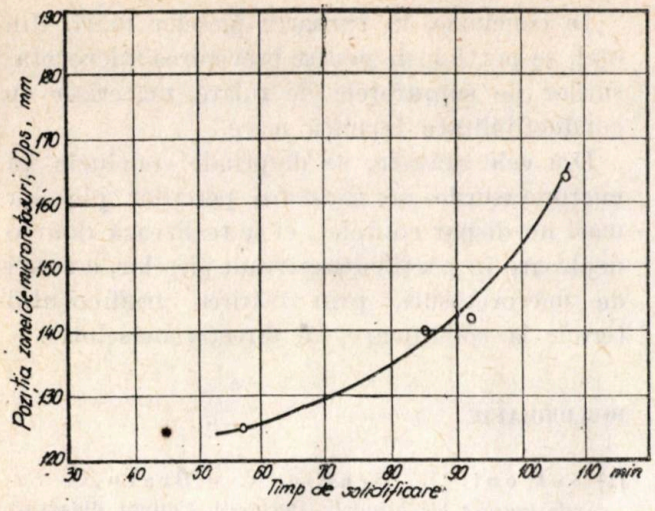


Fig. 9. Variația volumului de microretasuri cu timpul de solidificare

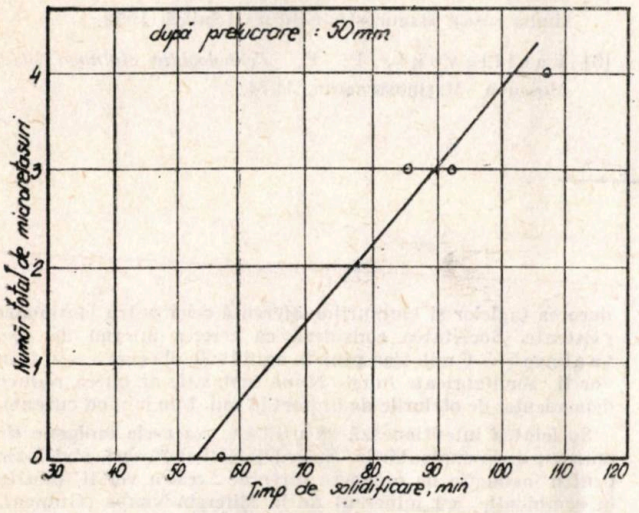


Fig. 10. Variația numărului total de microretasuri, numărate după prelucrare, cu timpul de solidificare

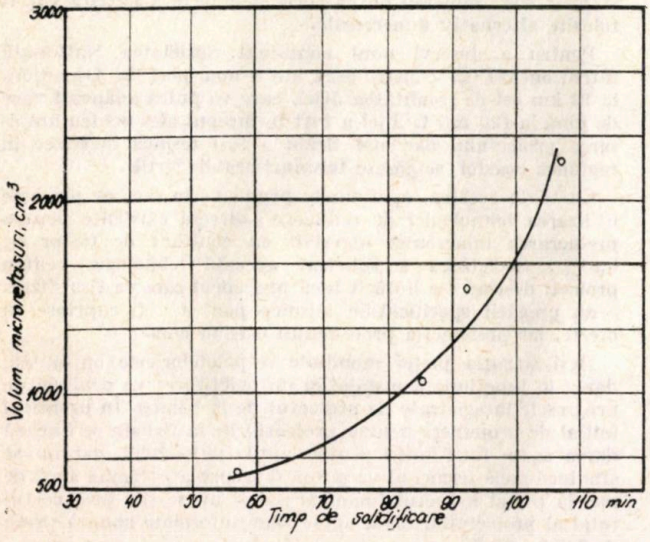


Fig. 11. Variația poziției microretasurilor față de planul de separație, cu timpul de solidificare

După tăierea cu flacără oxiacetilenică, s-au îndepărtat cîte 50 mm grosime de material de pe fiecare treaptă și s-a stabilit numărul microretasurilor și poziția acestora pe fiecare probă. Rezultatele obținute sînt prezentate în graficele din figurile 10 și 11.

Din datele prezentate mai sus, se poate arăta că există o dependentă funcțională crescătoare între înălțimea retasurii concentrate și mărimea timpului de solidificare. Astfel, la o viteză mică de solidificare se creează condițiile măririi înălțimii retasurii concentrate (fig. 6), însă are loc în același timp și o micșorare a volumului de retasură concentrată (fig. 8). Creșterea gradului de dispersie a retasurii concentrate cu mărirea timpului de solidificare conduce la adîncirea zonei de porozitate grosolană și deci la mărirea înălțimii totale a retasurii concentrate.

Fenomenul se datorează scăderii gradientului termic longitudinal, care duce la înrăutățirea condițiilor de alimentare cu aliaj lichid de către maselotă.

Experiențele au arătat că mărirea timpului de solidificare, deci micșorarea vitezei de solidificare, conduce și la micșorarea înălțimii crustei solidificate de la partea superioară a maselotei (fig. 7).

Concentrarea retasurii în maselotă devine cu atît mai mare cu cît diferența între timpul de solidificare al piesei și timpul de solidificare al maselotei este mai mare.

Corespunzător căderii volumului de retasură concentrată, cu mărirea timpului de solidificare a piesei, are loc și o mărire a volumului de microretasuri în piesa turnată (fig. 9).

Scăderea vitezei de solidificare datorită amestecurilor de formare cu conductibilitate termică mică (nisip cuarțos cu silicat de sodiu) conduce la micșorarea gradientului termic longitudinal, la îngreuierea condițiilor de alimentare cu oțel lichid de către maselotă și deci la apariția zonelor poroase în interiorul piesei turnate.

Numărul microretasurilor apărute după îndepărtarea a 50 mm de material din grosimea piesei este crescător cu timpul de solidificare a aliajului în formă. Astfel, după prelucrare, în proba cu răcitori exteriori nu se constată microretasuri (fig. 10).

Poziția microretasurilor este deplasată spre zonele cu conductibilitate termică scăzută, deci cu timp de solidificare mare (fig. 11).

Deci, din punctul de vedere al obținerii solidificării dirijate cu gradient termic pozitiv și al obținerii unor suprafețe active ale pieselor turnate, fără microretasuri, se pot folosi răcitori exteriori la suprafața metal-formă sau amestecuri de formare cu conductibilitate termică ridicată.

Din acest punct de vedere, amestecul de formare pe bază de cromit amestec, folosit curent în turnătoriile de piese mari datorită proprie-

tăţilor de refractaritate ridicate, răspunde şi cerinţelor de conductibilitate termică ridicată, pentru suprafeţele care lucrează în condiţii de rulare.

Îndepărtarea căldurii din amestecul de formare pe bază de cromit se face mai rapid decît în amestecuri de formare cu proprietăţi reduse de transport al căldurii.

Pentru deplasarea zonei de microretasuri în interiorul peretelui piesei, se pot folosi şi amestecuri cu conductibilitate termică scăzută, cu condiţia prezenţei răcitorilor exteriori în aceste amestecuri.

Considerînd timpul de solidificare direct proporţional cu conductibilitatea termică a materialelor de formare folosite, se poate arăta că există o creştere a eficacităţi, acestor materiale, din punctul de vedere al prevenirii microretasurilor de pe suprafeţele de rulare, în următorul sens :

Creşterea tendinţei de formare a microretasurilor

nisip cuarţos + răcitori exteriori	nisip de zircon	cromit	nisip cuarţos

În concluzie, la turnarea pieselor mari, din oţel, se pot folosi, pentru prevenirea microretasurilor pe suprafeţele de rulare, materiale cu conductibilitate termică mare.

Din cele arătate, se desprinde concluzia că microretasurile pe grosimea pereţilor pieselor mari nu dispar complet, ci se realizează doar o deplasare în părţile inactive ale pieselor, a zonei de microretasuri, prin mărirea gradientului termic la solidificare, în direcţia maselotei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Brabie, V. şi Bratu, C. *Bazele teoretice ale turnării*. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1980.

[2] Nehendzi, I. A. *Turnarea oţelului* (traducere din limba rusă). Bucureşti, Editura tehnică, 1952.

[3] Vasilievski, P. F. *Tehnologhiia stalnovo litia*. Moscova, Maşinostroenie, 1974.

DOCUMENTARE

O nouă instalaţie HYL va intra în funcţiune în anul 1985

Cea mai nouă instalaţie de reducere directă HYL este planificată să intre în funcţiune în luna iulie 1985 la uzina Sicartsa din Mexic. Instalaţia de reducere directă, de 2 mil. t/an, care utilizează procedeul HYL III, va deservi piaţa mexicană, precum şi pieţele externe. Ulterior, materialul preredus va fi utilizat în faza secundară a combinatului integrat de la Sicartsa. Cu toate acestea, un al doilea proiect mexican legat de reducerea directă a fost amînat din cauza lipsei de fonduri. Acesta este proiectul Premexsa, pus la punct de un grup de specialişti în domeniul cuptoarelor electrice, pentru a asigura necesarul de fier preredus. Partenerii speră că condiţiile financiare se vor îmbunătăţi. Conducerea societăţii este optimistă în legătură cu viitorul reducerii directe.

Creşterea preţurilor la fierul vechi şi redresarea siderurgiei nord-americane ar putea duce la luarea unor măsuri de limitare a exporturilor americane de fier vechi. Aceasta va atrage după sine creşterea în continuare a preţurilor la fierul vechi, reducerea directă devenind astfel un procedeu mai atrăgător.

America Latină este o regiune deosebit de convenabilă pentru amplasarea unei instalaţii de reducere directă datorită existenţei gazului natural în cantităţi suficiente. Chile, Argentina şi Brazilia îşi propun să construiască asemenea instalaţii la scară industrială pentru a asigura cantităţi necesare exportului.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, 1984, nr. 6930, p. 27*)

Progrese în domeniul noului proiect din Algeria

Societatea Naţională de Siderurgie din Algeria insistă în ceea ce priveşte realizarea proiectului pentru un nou combinat siderurgic destinat semifabricatelor pe bază de reducere directă. Combinatul va cuprinde o instalaţie de peletizare de 3,1 mil. t/an, o instalaţie de reducere directă pe bază de gaz de 2,2 mil. t/an, o oţelărie cu cuptoare electrice cu arc de 2 mil. t/an, şi o instalaţie de turnare continuă pentru producerea ţaglelor şi blumurilor aferentă celor patru laminoare existente. Societatea consideră că cererea internă de oţel va atinge 5 — 6 mil. t/an pînă în anul 1990, din care 3 mil. t/an vor fi semifabricate lungi. Noua instalaţie ar putea reduce dependenţa de oţelurile de import (4 mil. t/an în mod curent).

Societatea intenţionează să utilizeze rezervele indigene de minereu de la exploatările Sara Djebilet şi Mechri Abdelaziz pentru instalaţia de reducere directă. Acestea vor fi folosite în combinaţie cu minereul de la Mifergin-Nimba (Guinea), proiect ce se află în studiu, efectuat în colaborare cu Liberia, şi în care guvernul algerian are o participare de 5,9%. Amestecul propus este următorul : 70 — 75% minereu de la Nimba şi 25 — 30% minereu din Algeria, dar în faza iniţială vor fi folosite alternativ minereurile.

Pentru a deservi noul combinat, Societatea Naţională intenţionează să construiască un nou port la Djendjen, la 12 km est de localitatea Jijel, care va putea adăposti vase de pînă la 120 mii t. Jijel a fost la început ales pentru amplasarea proiectului dar mai tîrziu a fost respins, deoarece în regiunea coastei se găsesc terenuri arabile fertile.

Cu toate acestea, apar unele probleme în ceea ce priveşte utilizarea tehnologiei de reducere directă existente pentru prelucrarea minereului algerian cu conţinut de fosfor de 0,81%. Societatea a solicitat această tehnologie pentru proiect, deşi nu s-a hotărît încă procedeul care va fi utilizat. S-au pregătit specificaţiile tehnice pentru a fi cuprinse în oferte, iar preselecţia procedeului este în curs.

Deşi situaţia pieţei mondiale a peletelor este optimistă, darea în funcţiune a instalaţiei de peletizare va depinde de progresele înregistrate de proiectul de la Nimba. În proiectul iniţial de propunere pentru proiectul de la Bellara se fixează darea sa în funcţiunea pentru anul 1991—1992, dar nu se ştie încă dacă termenul va putea fi respectat. Rămîne încă de pus la punct aspectul financiar ; deşi nu se ştie încă costul total al proiectului, unele surse bine informate anunţă suma de 3 000 mil. $.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, 1984, nr. 6930, p. 23*)

Dr. ing. Al. Munteanu, și ing. C. Popescu
Universitatea din Brașov

Considerente energetice la alegerea prealabilă a productivității cuptoarelor cu vatră mobilă

CZ: 621.783.23:65.011.4

Necesitățile de ordin tehnologic, gama largă a formelor și dimensiunilor produselor metalice tratate termic, a aliajelor utilizate au determinat proiectarea și realizarea practică a unei mari diversități de cuptoare industriale. Între acestea cuptoarele cu vatră mobilă, destinate operațiilor de recoacere și normalizare, ocupă atît în siderurgie, cît și în industria constructoare de mașini un loc ce nu poate fi neglijat.

Existente sub diferite variante constructive, diferențiate principial prin modul de încălzire și modul de antrenare a vetrei, iar în cadrul diferitelor variante, prin productivitatea realizată, cuptoarele cu vatră mobilă sînt cunoscute ca mari consumatoare de energie, realizînd consumuri specifice ridicate și randamente energetice scăzute. Deși se cunoaște acest lucru, sînt cazuri cînd o anumită variantă constructivă, acceptată în exploatare din considerente tehnologice, este regăsită într-o gamă largă de dimensiuni, realizînd suprafețe utile și productivități diferite, fără a li se cunoaște eficiența sub aspectul consumurilor energetice.

Din acest punct de vedere se poate afirma că fiecare variantă constructivă prezintă un optim al mărimii suprafeței utile, respectiv al productivității, valoare optimă ce trebuie cunoscută în prealabil.

Iată de ce lucrarea de față, pornind de la facilitățile oferite de calculatorul electronic, urmărește să prezinte analiza unei anumite variante constructive de cuptor cu vatră mobilă și să determine în final domeniul recomandat al suprafeței utile și productivității pentru care varianta de cuptor adoptată este eficientă din punct de vedere energetic.

Modul de lucru

S-a stabilit algoritmul de calcul necesar proiectării unei game de cuptoare cu vatră mobilă încălzite electric, cu o productivitate variabilă cuprinsă între 100 și 1 000 kg/h, cu temperatura maximă de 950°C, destinate normalizării unor semifabricate cilindrice din oțel turnat marca OT60—2, STAS 600-74.

Schema logică de principiu, în care au fost marcate doar datele de intrare și blocurile de calcul, este prezentată în figura 1. Demararea calculelor presupune citirea și inițializarea următoarelor date: P este productivitatea cuptorului, kg/h; T_{max} — temperatura maximă °C; T_0 — temperatura inițială, °C; T_i — — temperaturile intervalelor parcurse la încălzire, °C: E_i — entalpiile oțelului la temperaturile T_i, kcal/kg; PS — productivitatea specifică a operației de normalizare executată pe aceste cuptoare, kg/m²h; $GAMA$ — densi-

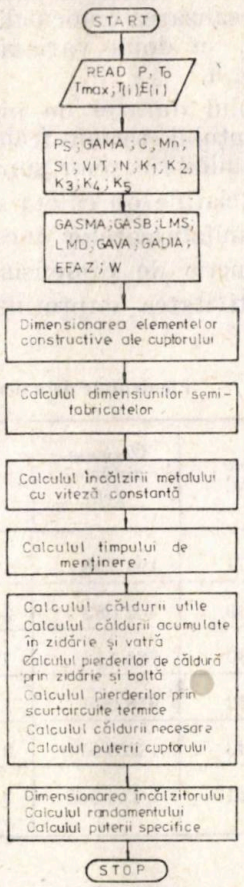


Fig. 1. Schema logică a programului de calcul

tatea oțelului, kg/m³; C, Mn, Si — conținutul procentual în carbon, mangan și siliciu al oțelului; VIT — viteza de încălzire adoptată, °C/h; N — numărul semifabricatelor încălzite simultan; $GASMA$ — densitatea șamotei pereților, kg/m³; $GASB$, $GAVA$, $GADIA$ — densitățile șamotei bolții, vetrei și diatomitei, kg/m³; LMS, LMD — conductivitatea termică medie a șamotei și a diatomitei, kcal/mh°C; $EFAZ$ — tensiunea fazei de alimentare, V; W — puterea specifică a încălzitorului, W/cm². Pe lîngă aceste date, au fost introduse și o serie de constante constructive provenite din literatura de specialitate și proiectul de execuție

al unui cuptor cu o productivitate de 400 kg/h; $k_1 = 2{,}85$ raportul între lungimea și lățimea vetrei; $k_2 = 1{,}1815$ raportul între deschiderea bolții și lățimea vetrei; $k_3 = 3{,}75$ raportul între înălțimea și grosimea pereților; $k_4 = 2{,}5$ raportul între lățimea și grosimea vetrei; $k_5 = 1{,}05$ raportul între înălțimea pereților și înălțimea ușii.

Dimensionarea elementelor constructive ale cuptorului, suprafața utilă, lățimea, lungimea, grosimea pereților, a vetrei, înălțimea pereților etc., s-a efectuat cu relațiile cunoscute în literatura de specialitate [1] — [4], astfel încît să fie realizată productivitatea specifică a operației și productivitatea cuptorului, prima impusă de realizarea normalizării $P_s = 80$ kg/m² h, a doua variabilă în limitele 100 — 1 000 kg/h.

Pentru calculul duratei de încălzire — egalizare și a bilanțului termic trebuie cunoscute dimensiunile semifabricatelor supuse tratamentului termic. Relațiile de calcul ale lungimii și diametrului semifabricatelor încălzite au fost stabilite în funcție de dimensiunile spațiului util și productivitatea cuptorului.

În continuare, bilanțul termic, cantitățile de căldură utile, pierdute și respectiv acumulate în zidăria și vatra cuptorului, puterea necesară, randamentul, puterea specifică și dimensionarea elementelor încălzitoare s-au efectuat utilizîndu-se relațiile cunoscute în literatura de specialitate pentru regimul de încălzire cu viteză cunoscută [4]. Numărul relativ mare de instrucțiuni în limbaj Fortran, al fiecărui bloc de calcul, nu permite prezentarea în cadrul acestei lucrări a schemei logice detaliate, ci doar a rezultatelor calculelor obținute pe baza acesteia.

Caracteristicile tehnice și funcționale, obținute pe calculator pentru cîteva cuptoare cu vatră mobilă, avînd productivități diferite, sînt prezentate în tabelele 1 și 2.

Pentru obținerea informațiilor necesare privind eficiența acestui tip de cuptoare din punct de vedere energetic, productivitatea (mărimea de intrare variabilă a programului) a fost modificată începînd cu 100 kg/h, din 50 în 50 kg/h, pînă la 1 000 kg/h.

Pentru fiecare valoare a productivității, calculatorul a furnizat randamentul cuptorului, puterea specifică (consumul de putere pentru o

Tabelul 1

Elementele de calcul ale bilanțului termic în cazul cuptoarelor cu vatră mobilă

Simbol	Q_{util}, kcal	Q_{acumul} zidărie, kcal	Q_{acumul} vatră, kcal	$Q_{pierderi}$ zidărie, kcal	$Q_{pierderi}$ boltă, kcal	Q_{scterm}, kcal	Q_{total}, kcal	τ_t, %	Putere specifică, kW/t
CVM-100	148 277	194 798	110 274	10 183	70 841	4 073	579 207	25,6	108
CVM-200	297 269	302 083	261 448	14 534	215 010	5 813	1 096 157	27,1	103
CVM-400	577 360	786 114	717 405	23 389	88 047	9 355	2 201 675	26,2	106
CVM-500	741 452	918 900	1 052 602	26 808	132 379	10 723	2 882 864	25,7	108
CVM-800	1 183 543	1 228 571	2 148 699	32 974	275 093	13 183	4 882 069	24,3	114
CVM-1000	1 481 601	1 426 965	3 042 217	37 077	393 153	14 831	6 401 846	23,1	120

Tabelul 2

Caracteristicile tehnice ale cuptoarelor cu vatră mobilă

Simbol	Productivitatea, kg/h	S_u, m²	Șarja max., kg	Dimensiuni utile, m			Dimensiuni de gabarit, m			Puterea de încălzire, kW
				a	*b*	*c*	*L*	*B*	*H*	
CVM-100	100	1,25	930	660	1 887	572	2 287	1 270	1 062	101
CVM-200	200	2,5	1 860	937	2 669	538	3 069	1 545	1 062	192
CVM-400	400	5	3 720	1 300	3 725	939	4 527	2 290	1 656	380
CVM-500	500	6,25	4 650	1 481	4 220	920	5 020	2 171	1 656	504
CVM-800	800	10,0	7 440	1 873	5 339	862	6 139	2 863	1 656	854
CVM-1000	1 000	12,5	9 300	2 094	5 969	829	6 769	3 084	1 656	1 120

tonă de piese normalizate) și celelalte caracteristici prezentate în tabelele 1 și 2.

Curbele de variație a randamentului, puterii specifice și consumurilor specifice de material sînt prezentate în figurile 2 și 3.

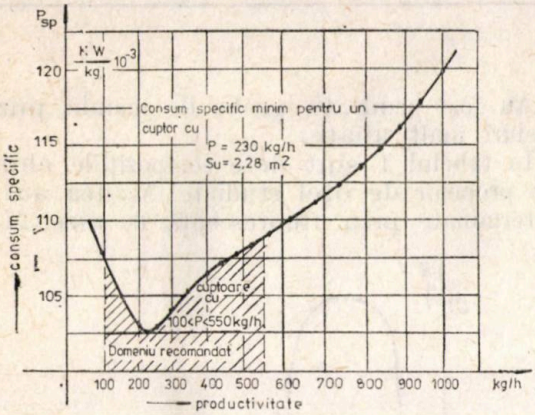


Fig. 2. Variația puterii specifice a cuptoarelor cu vatră mobilă în funcție de productivitate

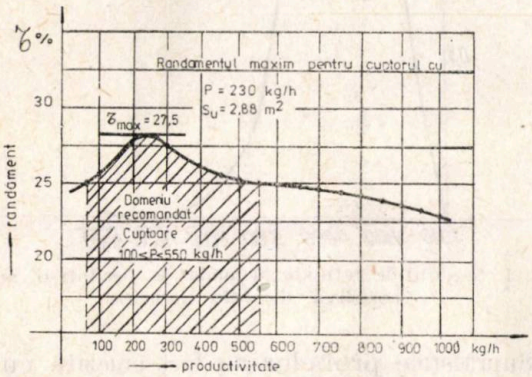


Fig. 3. Variația randamentului cuptoarelor cu vatră mobilă în funcție de productivitate

Concluzii

Urmărind aceste curbe de variație trasate prin puncte, se poate constata că atît randamentul, cît și puterea specifică sînt funcții continue. Randamentul prezintă un maxim pentru un cuptor cu productivitatea de 230 kg/h și o suprafață utilă de 2,88 m², iar puterea specifică prezintă pentru aceeași tipodimensiune de cuptor un minim de 102,5 kW/t.

Considerînd pentru aceste cuptoare ca acceptabilă valoarea de 25% a randamentului, s-a putut defini un domeniu recomandat al productivităților realizabile de aceste cuptoare (fig. 2 și 3).

Construirea și exploatarea unor cuptoare cu vatră mobilă cu productivități mai mari de 550 kg/h conduc la creșterea consumurilor specifice. Astfel un cuptor cu o productivitate de 1 000 kg/h are un consum specific de 120 kW/t piese tratate, ceea ce înseamnă o depășire cu 11% a consumurilor specifice acceptate.

Desigur, dacă necesitățile tehnologice și dimensiunile semifabricatelor tratate impun cuptoare cu productivități mai mari decît cele situate în intervalul recomandat, este necesar să se renunțe la soluția constructivă adoptată și să se proiecteze un al tip de cuptor la care pierderile energetice să fie mai reduse.

Și în acest caz este recomandată utilizarea calculatorului, întrucît înaintea proiectării unui nou tip de cuptor, care să realizeze o productivitate superioară, se pot studia valorile constantelor constructive (care în cazul de față au fost adoptate), pentru care randamentul energetic este maxim.

BIBLIOGRAFIE

[1] Altganzen, A. P. și col. *Instalații electrotermice industriale.* București, E. T., 1975.

[2] Brunklaus, H. T. *Cuptoare industriale.* București, E. T., 1977.

[3] Nekrasova, N. M. și col. *Instalații electrotehnice industriale.* București. E. T., 1963.

[4] Samoilă, C. și Drugă, L. *Cuptoare și instalații de încălzire.* București, E.D.P., 1983.

Spectrele complecşilor formaţi la atacul oţelurilor înalt aliate cu acid clorhidric

Prof. dr. doc. fiz. Ath. Truţia
Universitatea din Bucureşti
dr. fiz. Gh. Vlaicu
C.O.S. Tîrgovişte

CZ: 669.017

Acidul clorhidric este un agent corosiv agresiv pentru oţeluri. În industrie, la decaparea oţelurilor sau la acidizarea sondelor se utilizează, de obicei, o soluţie de 15% HCl.

Oţelul este atacat după reacţia:

$$Fe + 2HCl \quad FeCl_2 + H_2$$

În soluţia corosivă ionul de fier apare înconjurat în prima sferă de coordinaţie de apă. Aceasta este determinată de faptul că afinitatea ionilor de fier pentru ioni OH este mult mai mare decît pentru ioni halogeni [1].

Spectrele ionilor sînt determinate de înconjurările din prima sferă de coordinaţie a lor (natura înconjurării şi simetria ei) şi sînt explicate de teoria cîmpului cristalin sau teoria orbitalilor moleculari [2]—[4].

În lucrarea de faţă se determină spectrele complecşilor formaţi la atacul oţelurilor înalt aliate cu acid clorhidric.

Aparatura utilizată

Măsurătorile s-au efectuat utilizînd un spectrofotometru automat Cary M8 C cu fascicul dublu.

S-au măsurat spectrele de reflexie [5]—[8] ale soluţiei corosive depuse pe hîrtia de filtru, folosind ca standard de referinţă tot hîrtia de filtru. A fost utilizată o sferă integratoare, cu raza de 5 cm, acoperită cu oxid de magneziu.

Măsurători şi rezultate

Suprafeţele probelor studiate au fost pregătite utilizînd hîrtia abrazivă folosită la analiza spectrometrică prin fluorescenţă de raze X [9]—[11].

Au fost studiate probe de metale pure şi oţeluri înalt aliate.

În tabelul 1 sînt date compoziţiile chimice ale probelor de oţel studiate. Acestea au fost determinate prin fluorescenţă de raze X.

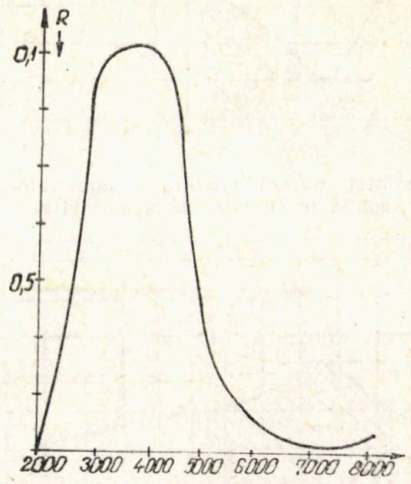


Fig. 1. Spectrul de reflexie al ionilor de fier într-o soluţie corosivă de acid clorhidric

Suprafeţele probelor au fost umezite cu soluţia corosivă, acoperite cu hîrtia de filtru, iar după un timp (~ 5 min) hîrtia îmbibată cu soluţia şi produşii de coroziune a fost uscată şi s-au măsurat spectrele de reflexie ale probei astfel formate.

În figurile 1—3 sînt date spectrele de reflexie măsurate pentru probe de fier, crom şi nichel, atacate cu acid clorhidric, iar în figurile 4—7, spectrele probelor de oţeluri înalt aliate.

Din spectrele redate mai sus se observă că spectrul ionului de fier are o bandă largă de absorbţie între 2 500 şi 5 000 Å, care la spec-

Tabelul 1

Compoziţia chimică a probelor de oţel înalt aliat folosite pentru măsurători

Nr. probă	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	V (%)	W (%)	Co (%)	Cu (%)
35	0,45	0 25	18,66	0,072	0,003	4,44	0,05	0,17				0,11
15	0,14	2,19	1,43	0,020	0,004	25,03	0,07	20,00		0,02	0,14	0,10
17	0,047	0,56	1,38	0,018	0,006	17,00	2,25	19,22			0,035	1,91
31	0,56	0,13	8,14	0,025	0,042	21,28	0,06	4,14			0,045	0,08
32	0,74	0,72	6,22	0,031	0,042	20,81	0,16	1,75			0,046	0,09
38	0,007	1,80	0,48	0,004	0,004	19,58	0,01	77,32				0,01
39	0,015	0,73	0,72	0,022	0,008	20,40	0,01	31,90			0,051	0,04
30	0,76	0,33	0,24	0,025	0,027	4,04	0,66	0,23	1,66	17,80	9,50	0,14

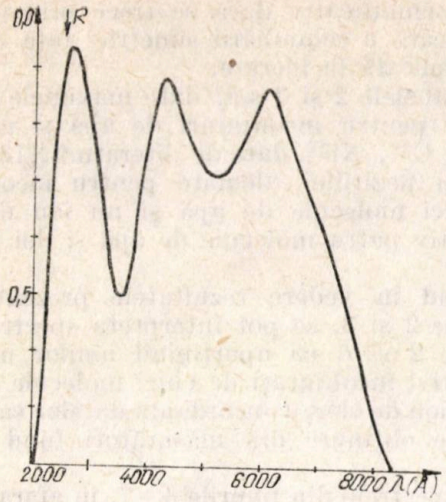


Fig. 2. Spectrul de reflexie al ionilor de crom într-o soluţie corosivă de acid clorhidric

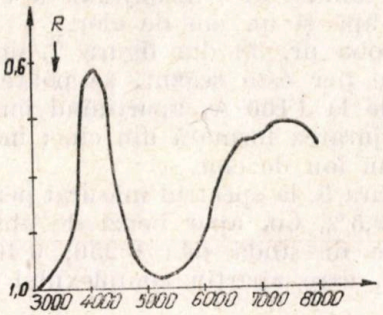


Fig. 3. Spectrul de reflexie al ionilor de nichel într-o soluţie corosivă de acid clorhidric

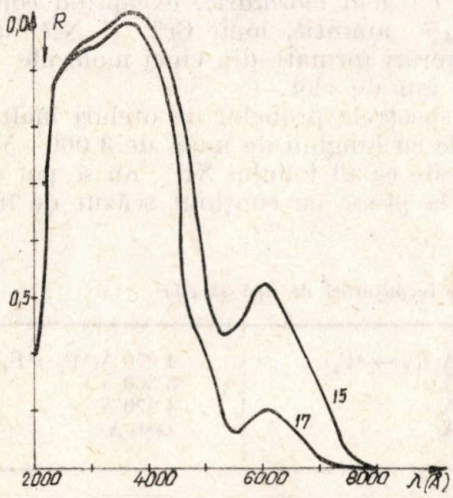


Fig. 4. Spectrele de reflexie ale probelor de oţel nr. 15, 17 (tab. 1) într-o soluţie corosivă de acid clorhidric

trele măsurate pentru oţeluri maschează benzi ale altor elemente. Spectrul ionului de crom are maxime de absorbţie la 6 000, 4 300 şi 2 640 Å, iar cel al ionului de nichel, la 7 400, 6 800 şi 4 100 Å.

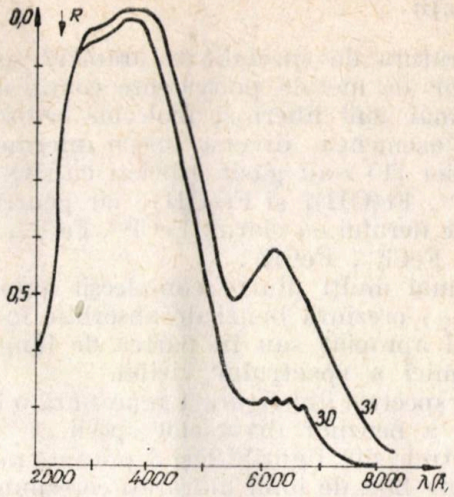


Fig. 5. Spectrele de reflexie ale probelor de oţel nr. 30, 31 (tab. 1) într-o soluţie corosivă de acid clorhidric

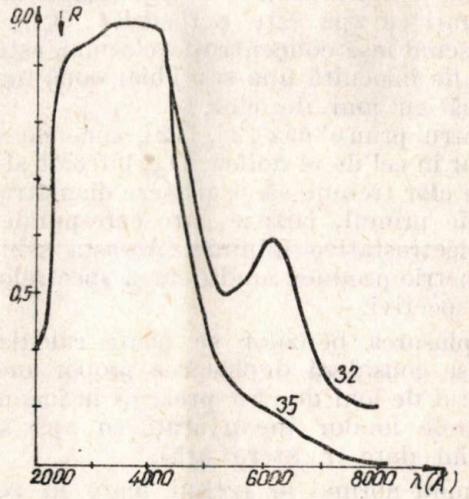


Fig. 6. Spectrele de reflexie ale probelor de oţel nr. 32, 35 (tab. 1) într-o soluţie corosivă de acid clorhidric

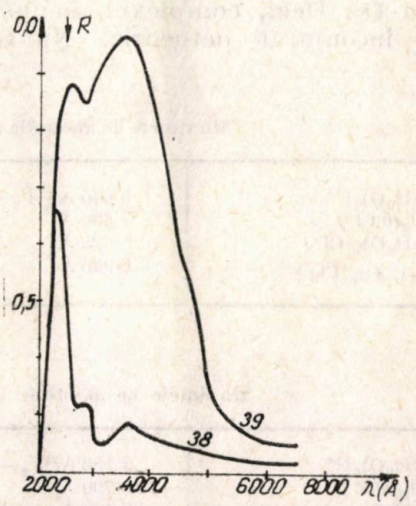


Fig. 7. Spectrele de reflexie ale probelor de oţel nr. 38,39 (tab. 1) într-o soluţie corosivă de acid clorhidric

Discuții

Literatura de specialitate arată că soluțiile sărurilor de metale polivalente conțin deseori nu numai ioni liberi și molecule nedisociate, ci, de asemenea, diverse specii intermediare.

La fier [1] s-au găsit asocieri cu HO^- dînd $FeOH^{2+}$, $Fe(OH)_2^+$ și $Fe(OH)_3$, iar pentru asocieri ale fierului cu clorul: $FeCl^{2+}$, $FeCl_2^+$, $FeCl_3$, $FeCl_4^-$, $FeCl_5^{2-}$, $FeCl_6^{2-}$.

Cei mai mulți dintre complecșii ionului de fier (3+) prezintă benzi de absorbție în ultravioletul apropiat sau în partea de lungimi de undă mici a spectrului vizibil.

Deci spectrul din figura 1 reprezintă o suprapunere a benzilor diverselor specii.

Spectrele din figurile 2 și 3 prezintă maxime deplasate față de ionii hidratați corespunzător.

Dată fiind afinitatea mai mare față de OH^- ar trebui să se obțină spectre ale ionilor înconjurați cu apă atît în soluții, cît și în solide (substanțe hidratate). Simetria complecșilor înconjurați cu apă este octoedrică (O_h).

Crescînd însă concentrația clorului, este posibil să fie înlocuită una sau chiar două molecule de apă cu ioni de clor.

Pentru primul caz [2], [12], simetria devine C_{4V}, iar în cel de al doilea, D_{4h}, întrucît al doilea ion de clor trebuie să se plaseze diametral opus față de primul, poziție care corespunde energiei electrostatice minime. Această schimbare de simetrie produce modificarea spectrelor ionilor respectivi.

Deplasarea benzilor se poate calcula [12] dacă se consideră deplasarea proporțională cu numărul de ioni de clor prezenți în înconjurare (spectrele ionilor înconjurați cu apă sau cu clor sînt date în literatură).

În mod normal ar trebui luată în considerare schimbarea simetriei de la O_h la C_{4V} sau D_{4h}, însă aceasta nu se practică, avînd în vedere că este vorba numai de o ușoară deviere a simetriei O_h. Deci, complexul rămîne în mod normal înconjurat octoedric. Nu se cîștigă nimic semnificativ dacă se trece prin tehnica complicată a schimbării simetriei față de metoda aplicată în lucrare.

În tabelele 2 și 3 sînt date maximele de absorbție pentru înconjurări de apă și clor ale ionilor Cr^{3+}, Ni^{2+}, date de literatură [13], precum și pozițiile calculate pentru înconjurări cu cinci molecule de apă și un ion de clor, respectiv patru molecule de apă și doi ioni de clor.

Avînd în vedere rezultatele prezentate în tabelele 2 și 3, se pot interpreta spectrele din figurile 2 și 3 ca aparținînd ionilor metalici respectivi înconjurați de cinci molecule de apă și un ion de clor, concordanța datelor calculate cu cele obținute din măsurători fiind foarte bună.

La spectrele din figurile 4—7, în afara benzii largi a ionului de fier se observă banda cu lungimea de undă de 6 000 Å, care, după cum s-a văzut din rezultatele prezentate mai sus, aparține ionului Cr^{3+} înconjurat de cinci molecule de apă și un ion de clor.

La proba nr. 38 din figura 7, unde conținutul de fier este scăzut, se poate vedea și banda de la 4 100 Å, aparținînd ionului Ni^{2+} în înconjurarea formată din cinci molecule de apă și un ion de clor.

În figura 5, la spectrul măsurat pentru proba 30, cu 9,5% Co, apar benzi de absorbție cu lungimile de undă de: 6 250, 6 400, 6 550, 6 850 Å, care aparțin complexului $[CoCl_4]^{2-}$.

Concluzii

Din rezultatele prezentate se poate trage concluzia că, în urma atacului oțelurilor înalt aliate cu acid clorhidric, exceptînd complexul $[CoCl_4]^{2-}$ amintit, ionii Cr^{3+} și Ni^{2+} apar cu înconjurări formate din cinci molecule de apă și un ion de clor.

În spectrele probelor de oțeluri înalt aliate, benzile cu lungimi de undă de 3 000—5 000 Å, cum este cazul ionului Ni^{2+}, nu se pot observa decît la probe cu conținut scăzut de fier.

Tabelul 2

Maximele de absorbție ale ionului Cr^{3+} în diverse înconjurări de apă și clor

$[Cr(H_2O)_6]^{3+}$	6 670 Å ($^4\Gamma_2 \rightarrow {}^2\Gamma_3$)	5 750 Å($^4\Gamma_2 \rightarrow {}^4\Gamma_5$)	4 070 Å($^4\Gamma_2 \rightarrow {}^4\Gamma_4$)
$CrCl_3(6\ Cl^-)$	7 600 Å	7 320 Å	5 300 Å
$[Cr(H_2O)_5.Cl^-]^{2-}$	6 825 Å	6 011 Å	4 270 Å
$[Cr(H_2O)_4.Cl_2^-]^-$	6 980 Å	6 272 Å	4480 Å

Tabelul 3

Maximele de absorbție ale ionului Ni^{2+} în diverse înconjurări de apă și clor

$[Ni(H_2O)_6]^{2+}$	7 150 Å($^3\Gamma_2 \rightarrow {}^3\Gamma_4$)	6 580 Å($^3\Gamma_2 \rightarrow {}^1\Gamma_3$)	3 950 Å($^3\Gamma_2 \rightarrow {}^3\Gamma_4$)
$NiCl_3(6Cl^-)$	8 700 Å	7 900 Å	4 640 Å
$[Ni(H_2O)_5.Cl^-]^+$	7 400 Å	6 800 Å	4 070 Å
$Ni(H_2O)_4Cl_2^-$	7 650 Å	7 020 Å	4 190 Å

BIBLIOGRAFIE

[1] Rabinowitch, E. și Stockmayer, W. H. În: J. Am. Chem. Soc., 64, nr. 1, 1942.
[2] Truția, Ath. *Spectroscopia optică a stărilor condensate*. Universitatea din București, 1978.
[3] Truția, Ath. *Caiet de aplicații la spectroscopia stărilor condensate*. Universitatea din București, 1980.
[4] Schläfer, H.L. și Gliemann, G. *Basic Principles of Ligand Field Theory*. Wiley — Interscience, Londra, New-York, Sydney, Toronto, 1968.
[5] Kubelgka, P. În: J. Opt. Soc. Am., nr. 38, 1948, p. 448.
[6] Kubelka, P. În: J. Opt. Soc. Am., nr. 51, 1961, p. 975.
[7] Kortüm, G. *Reflectance Spectroscopy*. Berlin, Springer Verlag, 1969.
[8] Wendtlandt, W. și Hecht, H. *Reflectance Spectroscopy*. New-York, Londra, Interscience Publishers, 1966.
[9] Vlaicu, Gh. În: Metalurgia, R.S.R. ,nr. 8—9, 1975, p. 426.
[10] Vlaicu, Gh. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1976, p. 334.
[11] Vlaicu, Gh. Cercetări Metalurgice, R.S.R., nr. 13, 1980, p. 155.
[12] Vlaicu, Gh. Teză de doctorat, Universitatea din București, 1983.
[13] Jorgensen, C.J. În: Adv. Chem. Phys., nr. 5, 1963, p. 33.
[14] Chaters, R. E. și Wendlandt, W. W. În: J. Inorg. Nucl. Chem., nr. 27, 1965, p. 1015.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 4, 1984

Colaborarea internațională în domeniul siderurgiei constituie un factor important al accelerării progresului tehnic, p. 1 — Analiza funcționării furnalului cu aer combinat prin utilizarea metodei de modelare matematică, p. 9 — Controlul punerii în funcțiune a furnalului cu ajutorul profilometrului cu radioizotopi LARS-4M, p. 14 — Utilizarea fenomenelor electrofizice la arderea combusibilului solid pentru controlul și conducerea procesului de aglutinare a aglomeratului, p. 17 — Consumul de energie în procesul de elaborare a oțelului, p. 18 — Regimul de temperatură la tratamentul cu argon în afara cuptorului al oțelului elaborat în convertizoare de 350 t, p. 21 — Influența consumului de aluminiu asupra omogenității structurale și chimice a lingourilor din oțel necalmat cu masa de 13,5 — 25,5 t, p. 23 — Turnarea oțelului din oale cu închizătoare cu sertar, p. 25 — Mărirea densității încărcăturii de metal pentru agregatele de elaborare a oțelului, p. 26 — Modificarea conținutului de azot în cazul încălzirii feroaliajelor cu conținut de azot, p. 27 — Elaborarea oțelului de construcție cu perioadă redusă de afinare, p. 32 — — Utilizarea deșeurilor cu conținut de wolfram la elaborarea oțelului de înaltă rezistență cu conținut scăzut de fosfor, p. 35 — Utilizarea luncheritului pe bază de materiale inflamabile protejate contra exploziei, la izolarea termică a maselotei lingourilor, p. 36 — — Mărirea rezistenței paharului de șamotă de la oala de turnare a oțelului p. 37 — Bilanțul de materiale la elaborarea diferitelor mărci de ferocrom cu conținut de carbon, într-un cuptor electric închis, p. 38 — Procedeu de conectare a grupei de cuptoare trifazice pentru tratamentul termic al minereurilor, p. 42 — Laminarea intermediară a benzilor pe laminorul 1700, p. 42 — Obținerea de corpuri de măcinat prin laminarea semifabricatelor turnate din fontă pe laminorul de bile, p. 46 — — Optimizarea parametrilor profilării sistemului de cilindri, la laminoarele cu 20 de cilindri, p. 49 — Creșterea eficienței funcționării blumingului 950 prin perfecționarea regimurilor de degroșare, p. 51 — Cercetarea diferenței de lățime la tălpile grinzilor cu profil U cu pereți subțiri, cu ajutorul unui aparat de măsurat cu role prin contact, p. 53 — Cajele de lucru ale laminorului continuu cu reazeme articulate pentru măsurarea întinderii semifabricatului, p. 54 — Particularitățile decapării benzilor din aliaje de precizie laminate la cald, p. 56 — Influența condițiilor de deformare în caje cu patru cilindri, asupra plasticității tehnologice a metalului pentru țevi, p. 57 — Tragerea în colaci a țevilor cu diametru mic din oțeluri carbon, p. 59 — Perfecționarea tehnologiei de fabricare a țevilor sudate electric, p. 61 — — Țevi pentru conducte magistrale de gaze, la presiunea de 10 MPa, p. 62 — — Tehnologia de fabricare a benzilor presate cu proprietăți mecanice îmbunătățite, p. 64 — Condițiile de montare a sculelor pentru trefilare în regim de frecare hidrodinamică, p. 85 — Durificarea termică, un procedeu eficient de îmbunătățire a complexului de proprietăți mecanice a oțelului-beton, p. 67 — — Micșorarea neomogenității carbidice în oțelurile de scule cu conținut ridicat de crom, p. 71 — Cauzele exfolierii oțelului inoxidabil laminat la rece, p. 73 — — Direcțiile principale în elaborarea, fabricarea și utilizarea oțelurilor de înaltă rezistență, p. 76 — Oțeluri rapide obținute prin metalurgia pulberilor, de fabricație industrială, p. 78 — Perfecționarea metodologiei de stabilire a costului profilelor fasonate din oțel de înaltă precizie, p. 80 — Bazele metodologice ale prognozării necesarului de țevi pentru compresoare și pompe, p. 84 — Răcirea accelerată a laminatelor de tablă groasă în cazul normalizării în mașina de călit, p. 85 — Perfecționarea sistemului de conducere a regimului termic la cuptoarele cu vatră mobilă, p. 89 — — Utilizarea rațională a energiei electrice la elaborarea oțelului electric și a feroaliajelor, p. 90 — Perfecționarea tehnologiei de spălare a benzilor, p. 93 — — Îmbunătățirea eficienței de funcționare a laboratoarelor de automatizare din întreprinderile siderurgice, p. 94.

Combaterea coroziunii oțelului carbon din instalațiile de încălzire, cu ajutorul inhibitorilor

Dr. ing. C. Firoiu, dr. ing. Maria Constantinescu, dr. ing. Teodora Badea, dr. ing. Maria Nicola și ing. C. Șerbănescu
Institutul politehnic — București

CZ : 620.193.235 : 620.197

Într-o lucrare anterioară [1] au fost efectuate experimentări în scopul determinării comportării la coroziune a oțelului carbon în prezența fosfatului disodic, a hexametafosfatului de sodiu și a amestecurilor lor, în condiții statice. S-a constatat că amestecurile binare cu compoziția : 0,1 g/l fosfat disodic și 0,25 g/l hexametafosfat protejează bine oțelul, viteza de coroziune în acest mediu fiind de numai 0,0009 mm/an, iar gradul de protecție de 98,63 %. Condițiile optime astfel stabilite au servit în prezenta lucrare pentru studiul comportării oțelului carbon în condiții dinamice, cu simularea regimului de exploatare existent în radiatoarele de la instalațiile de încălzire centrală, cunoscînd faptul că în aceste condiții are loc o intensificare a procesului de coroziune.

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Pentru a reproduce regimul de lucru aplicat radiatoarelor de la instalațiile de încălzire centrală s-au variat debitul de curgere a apei în instalație și temperatura de lucru. De asemenea, s-a lucrat cu un program intermitent, constînd într-o durată de douăsprezece ore cu menținerea încălzirii și curgerii apei prin instalație și o durată de alte douăsprezece ore fără încălzire și fără curgerea apei.

Instalația folosită pentru aceste detrminări a fost aceeași ca cea dintr-un studiu anterior [2]. Datele experimentale din determinările gravimetrice sînt prelucrate sub formă de viteze de coroziune și grad de protecție.

Din analiza datelor obținute (fig. 1) rezultă că, în condiții dinamice, pentru oțelul carbon experimentat, compoziția de inhibitor, recomandată ca optimă în regim staționar, nu este satisfăcătoare decît la temperaturi mai mici de 60°C. La temperatura de 75°C, viteza de coroziune crește la 0,0726 mm/an în comparație cu 0,0294 mm/an obținută la 60°C, iar gradul de protecție scade de la 88,0 la 70,9 % (tab. 1).

În condiții dinamice, atacul corosiv fiind mai sever [4], [5], s-a recurs la un amestec sinergetic cu compoziția 0,25 g/l fosfat disodic și 0,5g/l hexametafosfat (fig. 2). Creșterea concentrației de inhibitori a condus la valori mai apropiate ale vitezei de coroziune la diferite temperaturi de lucru. Astfel, dacă pentru prima compoziție viteza de coroziune a crescut de zece ori la temperatura de 75°C față de valorile obținute la temperatura de 20°C, pentru a doua compoziție viteza de coroziune a crescut de numai patru ori pentru aceeași diferență de temperatură. Dacă pînă la 60°C valorile vitezei de coroziune în prezența unor concentrații mai ridicate de inhibitori sînt ceva mai mari decît cele obținute cu concentrații mai mici de inhibitori, la 75°C viteza de coroziune scade de la 0,0726 la 0,0453 mm/an.

Totuși, gradul de protecție de 82,6 % pentru temperatura de 75°C în prezența acestui ultim amestec de inhibitor nu este satisfăcător (tab.1). Această constatare a impus modificarea compoziției amestecului inhibitor, pentru a obține o protecție mai avansată.

Tabelul 1

Gradul de protecție a unor amestecuri de fosfat disodic și hexametafosfat în funcție de temperatură, în condiții dinamice, după 14 zile de experimentare

Mediul corosiv	Debitul apei, l/min	Gradul de protecție (%) la temperaturile : 20°C	40°C	60°C	75°C
Apă cu adaos de : 0,1 g/l fosfat disodic 0,25 g/l hexametafosfat	0,6	95,2	96,1	88,0	70,9
	2,4	94,4	96,1	84,2	59,6
Apă cu adaos de : 0,25 g/l fosfat disodic 0,5 g/l hexametafosfat	0,6	93,0	91,8	84,9	82,6
	2,4	91,5	89,0	78,5	73,4

Se cunoaște faptul că acțiunea protectoare a polifosfaților se datorește formării pe zonele catodice ale suprafeței metalice a unui film subțire și compact de polifosfați [3], [4]. Stabilitatea acestui film este asigurată de prezența ionului calciu, în special în domeniul temperaturilor mai ridicate. Din aceste motive, la compoziția anterioară de inhibitor s-a adăugat azotat de calciu.

Un adaos de 0,25 g/l azotat de calciu a micșorat viteza de coroziune, în special la temperaturi ridicate. Astfel, la temperatura de 75°C viteza de coroziune scade la 0,0312 mm/an, iar gradul de protecție crește la 87,5 %. Mărind concentrația de azotat de calciu la 0,4 g/l viteza de coroziune scade la jumătate pe intervalul de temperatură 20 — 40°C, la 60°C are

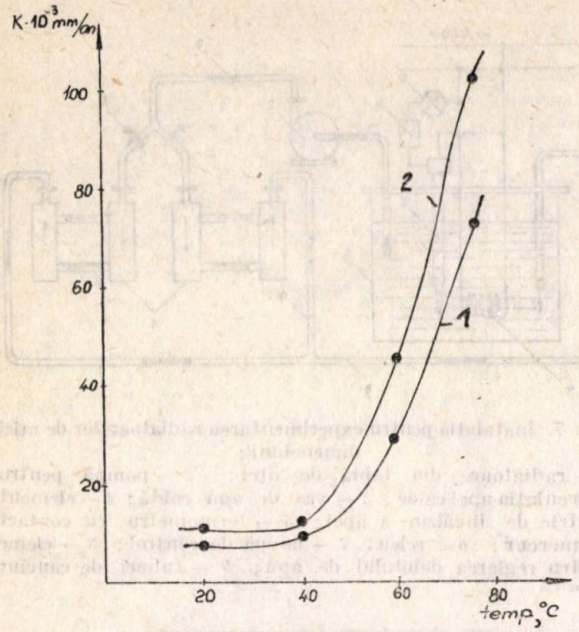


Fig. 1. Variaţia vitezei de coroziune a oţelului carbon în funcţie de temperatură, în apă cu adaos de 0,1 g/l fosfat disodic şi 0,25 g/l hexametafosfat de sodiu, la o durată de 14 zile :
1 — debit 0,6 l/min. ; *2* — debit 2,4 l/min

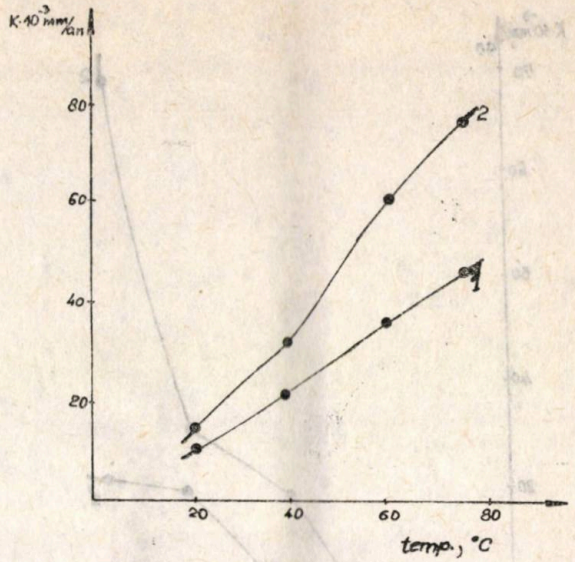


Fig. 2. Variaţia vitezei de coroziune a oţelului carbon în funcţie de temperatură, în apă cu adaos de 0,25 g/l fosfat disodic şi 0,5 g/l hexametafosfat de sodiu, la o durată de expunere de 14 zile :
1 — debit 0,6 l/min ; *2* — debit 2,4 l/min

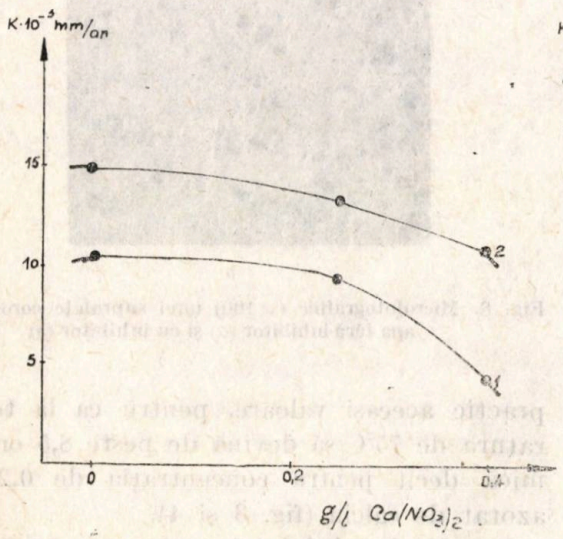


Fig. 3. Influenţa conţinutului de calciu asupra acţiunii de inhibare a amestecului 0,25 g/l fosfat + 0,5 g/l hexametafosfat asupra vitezei de coroziune a oţelului carbon în apă la 20°C, la o durată de expunere de 14 zile ;
1 — debit 0,6 l/min ; *2* — debit 2,4 l/min

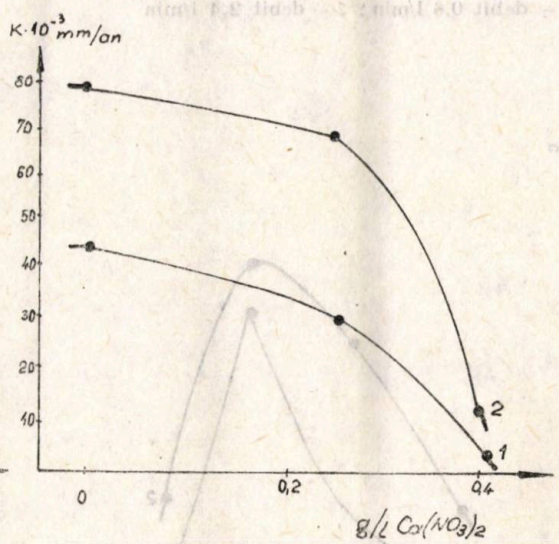


Fig. 4. Influenţa conţinutului de calciu asupra acţiunii de inhibare a amestecului 0,25 g/l fosfat + 0,5 g/l hexametafosfat asupra vitezei de coroziune a oţelului carbon în apă la 75°C, la o durată de expunere de 14 zile :
1 — debit 0,6 l/min ; *2* — 2,4 l/min

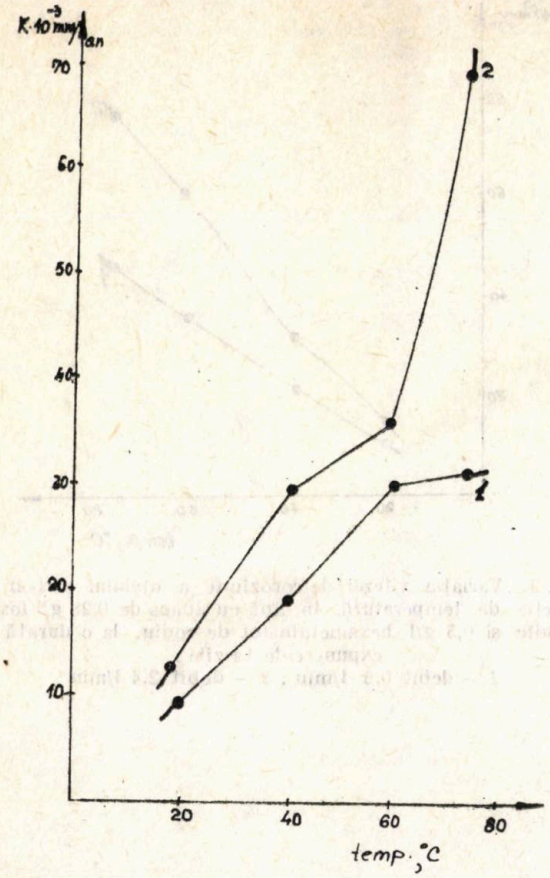


Fig. 5. Variația vitezei de coroziune a oțelului carbon în funcție de temperatură, în apă cu adaos de 0,25 g/l fosfat disodic și 0,5 g/l hexametafosfat de sodiu + 0,25 g/l azotat de calciu, la o durată de expunere de 14 zile :
1 — debit 0,6 l/min ; *2* — debit 2,4 l/min

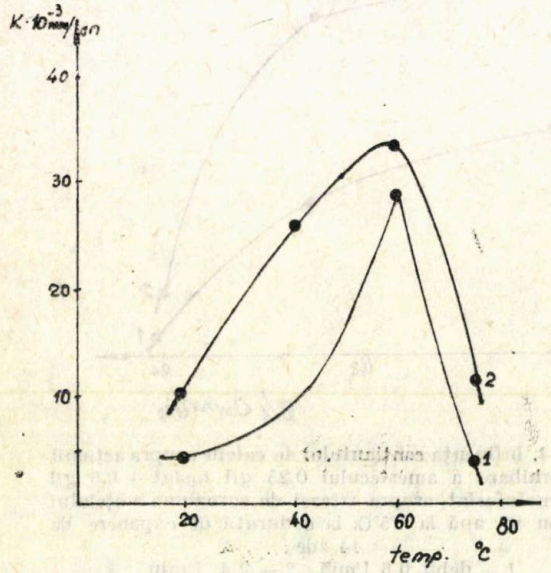


Fig. 6. Variația vitezei de coroziune a oțelului carbon în funcție de temperatură, în apă cu adaos de 0,25 g/l fosfat disodic și 0,5 g/l hexametafosfat de sodiu + 0,4 g/l azotat de calciu, la o durată de experimentare de 14 zile :
1 — debit 0,6 l/min ; *2* — debit 2,4 l/min

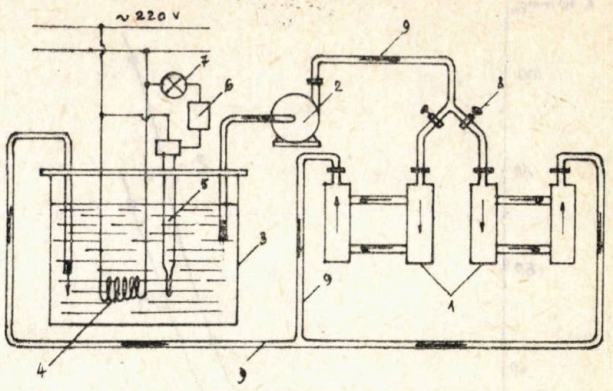


Fig. 7. Instalația pentru experimentarea radiatoarelor de mici dimensiuni :
1 — radiatoare din tablă de oțel ; *2* — pompă pentru recirculația apei calde ; *3* — vas de apă caldă ; *4* — element electric de încălzire a apei ; *5* — termometru cu contact de mercur ; *6* — releu ; *7* — lampă de control ; *8* — cleme pentru reglarea debitului de apă ; *9* — tuburi de cauciuc

a

b

Fig. 8. Microfotografiile (×100) unei suprafețe corodate în apa fără inhibitor (*a*) și cu inhibitor (*b*)

practic aceeași valoare, pentru ca la temperatura de 75°C să devină de peste 8,5 ori mai mică decît pentru concentrația de 0,25 g/l azotat de calciu (fig. 3 și 4).

Din datele tabelului 2 se observă că mărimea conținutului de calciu în amestecul sinergetic are un efect protector mai pronunțat la temperatura de 75°C decît la 20°C.

Se menționează că suprafața epruvetei de oțel carbon, expusă la temperatura de 75°C în soluția cu un conținut de 0,4 g/l azotat de calciu, a prezentat un aspect lucios și omogen,

Tabelul 2

Gradul de protecţie a unor amestecuri de fosfat disodic şi hexametafosfat cu adaos de azotat de calciu, în funcţie de temperatură, în condiţii dinamice, după 14 zile de experimentare

Mediul corosiv	Debitul apei, l/min	Gradul de protecţie (%) la temperaturile :			
		20°C	40°C	60°C	75°C
Apă cu adaos de : 0,25 g/l fosfat disodic	0,6	93,4	92,0	87,4	87,5
0,5 g/l hexametafosfat 0,25 g/l azotat de calciu	2,4	93,0	89,5	87,2	76,6
Apă cu adaos de : 0,25 g/l fosfat disodic	0,6	94,4	95,9	87,8	98,5
0,5 g/l hexametafosfat 0,4 g/l azotat de calciu	2,4	91,2	90,7	88,2	96,0

fapt care confirmă formarea unui film stabil de fosfat în prezenţa raportului optim fosfaţi-ioni de calciu de 5 g/l, lucru specificat în literatura de specialitate.

Creşterea debitului de apă în instalaţie de la 0,6 l/min la 2,4 l/min a condus la viteze mai mari de coroziune (curbele *2* din fig. 1, 2, 3 şi 4). Această comportare se explică pe de o parte prin mărirea cantităţii de oxigen în apă (agent corosiv), iar pe de altă parte prin întîrzierea formării filmului protector pe suprafaţa oţelului carbon la viteze mai mari de curgere ale lichidului. În condiţiile curgerii rapide a apei, inhibitorul nu are suficient timp de contact cu suprafaţa oţelului pentru a realiza un film protector.

Nu este exclusă nici posibilitatea ca la o curgere turbulentă, pe porţiuni mici de suprafaţă, filmul protector să fie smuls de curentul de apă.

În figurile 5 şi 6 sînt prezentate variaţiile vitezei de coroziune, în funcţie de temperatură, pentru un adaos de 0,25 g/l şi respectiv 0,4 g/l azotat de calciu la amestecul sinergetic de inhibitori fosfat disodic şi hexametafosfat.

Prezenţa ionilor de calciu îmbunătăţeşte efectul protector al inhibitorilor experimentaţi, în special la temperaturi mai ridicate (tab. 2).

O altă etapă a studiilor întreprinse au constituit-o experienţele pe radiatoare din oţel carbon de dimensiuni mici (capacitatea 1 l). Instalaţia utilizată a fost concepută ca să reproducă condiţiile de exploatare ale radiatoarelor în instalaţiile de încălzire centrală (fig. 7).

S-au făcut încercări atît în apă simplă, cît şi în apă cu 0,25 g/l fosfat disodic, 0,5 g/l hexametafosfat de sodiu şi 0,4 g/l azotat de calciu. Experimentările pe radiatoare au fost efectuate la 60°C, deoarece la această temperatură pelicula protectoare de pe suprafaţa oţelului este mai puţin stabilă, adică s-a considerat temperatura de 60°C ca temperatura critică de exploatare.

S-au făcut experimentări atît pe radiatoare nevopsite, cît şi pe radiatoare vopsite în interior. Circulaţia apei a fost asigurată de o pompă de tip GP21, debitul de curgere fiind de 0,75 l/min, apropiat de cel întîlnit în exploatarea radiatoarelor. Temperatura apei a fost asigurată prin termostatare.

Regimul de funcţionare al instalaţiei a fost intermitent : 12 h circulaţia apei la temperatura de 60°C, apoi 12 h oprirea circulaţiei şi a încălzirii.

Timpul total de funcţionare a fost de 120 zile. După scoaterea caloriferelor din instalaţie şi golirea lor s-a procedat la secţionarea acestora pe diferite zone, pentru examinarea lor. S-a procedat înainte de aceasta la îndepărtarea mecanică a produselor de coroziune, urmată de spălarea cu soluţie de citrat de amoniu 10% şi apă. După uscare, examinarea suprafeţei interioare a probelor decupate din calorifer s-a făcut atît vizual, cît şi cu ajutorul unui microscop metalografic. În apa fără inhibitor suprafaţa prezintă zone de atac relativ întinse, precum şi ciupituri, iar în apa conţinînd inhibitori suprafaţa metalică este uşor atacată şi nediferenţiată pe zone. În zonele de sudură nu s-a observat un atac preferenţial (fig. 8).

Examinarea la microscop a radiatoarelor secţionate confirmă constatările făcute în prima parte a lucrării cu privire la micşorarea sensibilă a vitezei de coroziune a oţelului carbon în apa cu adaosurile respective de inhibitori. Totodată s-a constatat la sfîrşitul experienţelor prezenţa în apă a unui precipitat voluminos provocat, după cît se pare, de ionii de calciu, care ar putea influenţa negativ transferul termic.

Concluzii

Pentru a creşte rezistenţa la coroziune a radiatoarelor din oţel carbon în contact cu apa de încălzire se recomandă folosirea unui amestec de inhibitori în următoarele proporţii : fosfat

disodic 0,25 g/l, hexametafosfat de sodiu 0,5 g/l și azotat de calciu 0,4 g/l.

Cantitățile de inhibitor introduse la punerea în funcțiune a instalației asigură protecția acesteia pe toată perioada de încălzire, cu condiția să nu existe pierderi de apă în timp; în caz contrar, este necesară corectarea periodică a apei cu cantitatea respectivă de inhibitori.

Utilizarea inhibitorilor este eficientă numai dacă suprafața interioară a radiatoarelor este lipsită de rugină la intrarea în funcțiune a acestora. Nerespectarea acestei condiții conduce la localizarea coroziunii, situație tot atît de gravă ca și în lipsa inhibitorilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Firoiu, C., Constantinescu, M., Badea, T., Nicola, M. și Șerbănescu, C.. În: Metalurgia, R.S.R., 35, nr. 6, 1983, p. 278.

[2] Firoiu, C., Constantinescu, M., Badea, T., Nicola, M. și Șerbănescu, C. În: Metalurgia, în curs de apariție.

[3] Lupu, A., Constantinescu, M., și Drimuș, I. *Inhibiori de coroziune.* București, Ed. tehnică, 1983.

[4] Hoch, I. *Inhibition of cooling water — Corrosion Inhibitors.* NACE Nathan 1973.

[5] Cone, S. C. În: Material Protection, S.U.A., 9, nr. 7, 1970, p. 32.

DOCUMENTARE

O nouă tablă cositorită fabricată de Societatea Stelco

Societatea canadiană Stelco a pus la punct un nou tip de tablă cositorită mai subțire care va deveni competitivă cu aluminiul în industria conservelor pentru băuturi. Noile metode de control al calității la turnarea continuă și controlul calibrării au permis obținerea unei table cositorite cu grosime de pînă la 0,010 in, într-un laminor la rece cu cinci caje.

În continuare se va putea obține tablă cu grosimea de 0,0094 in, ceea ce va duce la economii la costuri de 20 — 50% pentru producătorii de cutii de conserve. Cu toate acestea, un studiu recent a demonstrat că costurile de prelucrare a cutiilor de conserve din tablă cositorită au fost cu 12 — 15% mai ridicate decît cele pentru cutiile din aluminiu.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1984, nr. 6930, p. 27*)

Noi date despre uzina de oțeluri speciale Jesenice

Firma Mannesmann Demag Hüttentechnik din Duisburg a primit de la firma Slovenske Zelezarne, Zelezarna Jesenice —R.S.F.I. comanda pentru executarea unei uzine de oțeluri speciale cu dotare completă. Volumul livrărilor din partea antreprizei din Duisburg este în valoare de 66 mil. DM. Livrările și prestările de servicii ale firmei Demag cuprind proiectul, tehnologia completă, părțile principale ale echipamentelor și instalațiilor, supravegherea montării și punerii în funcțiune. Pe instalația de turnare continuă cu un singur fir se vor turna brame cu o lățime de 800 — 1 600 mm și grosimi de 140 — 250 mm. Producția anuală de 210 000 t brame va fi formată din oțeluri speciale, oțeluri inoxidabile, oțeluri electrotehnice cu conținut de siliciu, precum și din oțeluri slab aliate.

Elaborarea oțelului se realizează într-un cuptor electric cu arc Demag de 85 t cu evacuare excentrică prin fund, avînd o putere de racordare de 60 MVA. Noua concepție Demag a evacuării fără zgură, combinată cu metalurgie secundară (VOD și TN), reprezintă o îmbunătățire a calității și rentabilității comparativ cu tehnologia „Clean Steel". Cu ajutorul unor filtre pentru furtunuri de mare presiune, cantitățile de gaze produse se epurează pînă la un conținut de impurități de sub 50 mg/m^3. Principiul se bazează pe curățarea în sens invers la presiuni joase a furtunurilor.

Completarea echipamentelor oțelăriei va fi realizată de industria iugoslavă pe baza tehnologiei furnizate de firma Mannesmann Demag Hüttentechnik.

Darea în funcțiune este prevăzută pentru mijlocul anului 1986.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 23, 1984, p. 16*)

Dr. ing. M. Ienciu, dr. ing. P. Moldovan
şi ing. Lidia Cristea
Institutul politehnic — Bucureşti

Influenţa plumbului asupra vitezei de coroziune a aliajelor de turnătorie pe bază de zinc

CZ :6 20.196. :2 669.018.28

Aliajele de zinc — aluminiu — cupru sînt cele mai răspîndite pentru turnarea sub presiune [1].

Compoziţia aliajelor elaborate şi studiate din punct de vedere al coroziunii electrochimice este dată în tabelul 1.

Aceste aliaje pentru a corespunde cerinţelor este necesar să conţină o cantitate minimă de impurităţi dăunătoare (Pb, Cd, Sn), deoarece prezenţa lor contribuie la intensificarea coroziunii intercristaline, la modificarea dimensiunilor pieselor turnate etc. [2].

Acţiunea corosivă a apei asupra aliajelor de zinc este diferită, depinzînd de compoziţie, de *p*H, de conţinutul de gaze etc. [3].

Determinarea rezistenţei la coroziune a aliajelor pe bază de zinc studiate s-a făcut în instalaţia de laborator prezentată în figura 1.

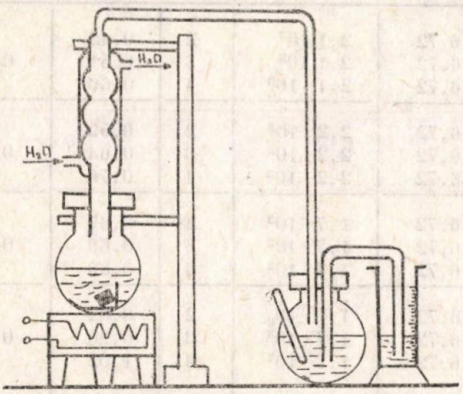


Fig. 1. Instalaţie de laborator pentru determinarea vitezei de coroziune în funcţie de cantitatea de hidrogen degajată

Volumul de hidrogen ce se degajă în urma coroziunii aliajului este dat de reacţiile :

$$Zn + H_2O = ZnO + H_{2(v)} \quad (1)$$

$$2\,Al + 3H_2O = Al_2O_3 + 3\,H_{2(v)} \quad (2)$$

Mecanismul de reacţie este de depolarizare prin reducerea ionilor de hidrogen ce survine în soluţii neutre, unde incluziunile nemetalice favorizează atacul local prin cavitaţie [4].

Dizolvarea anodică a aliajelor pe bază de zinc are o supratensiune de activare mică, degajarea hidrogenului se face mult mai rapid cînd conţinutul de impurităţi este ridicat [5] — [7].

Viteza de coroziune se determină cu ajutorul relaţiei :

$$V_c = 0{,}876 \cdot 10^5 \frac{V_0}{\varphi \cdot \rho \cdot S \cdot \tau}\ [\text{mm/an}] \quad (3)$$

în care :

V_c este cantitatea de hidrogen degajată, N/cm³ ;
φ — cantitatea stoechiometrică de hidrogen degajată la coroziunea totală a unui gram de aliaj în apă, cm³ ;
ρ — densitatea aliajului, g/cm³ ;
S — suprafaţa probei de aliaj, cm² ;
τ — durata experienţei, h.

Volumul de hidrogen degajat se calculează conform relaţiei :

$$V_0 = \frac{273}{760} \cdot \frac{V_A}{T_K}\left(p_0 - p_{H_2O_{(v)}} - \frac{\Delta h}{13{,}6}\right)\ [N/\text{cm}^3] \quad (4)$$

în care :

V_A este volumul apei ce a produs coroziunea, cm³ ;
T_K — temperatura apei la sfîrşitul experienţei, măsurată cu termometrul, K ;
p_0 — presiunea barometrică, mm Hg ;
Δh — diferenţa dintre nivelurile apei din vasul de colectare a gazului respectiv din cilindrul gradat la sfîrşitul experienţei, mm.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a aliajelor de zinc studiate din punct de vedere al coroziunii electrochimice

Marca aliajului	Compoziţia chimică, %								
	Al	Cu	Mg	Zn	Impurităţi max.				Total
					Fe	Pb	Cd	Sn	
ZnAl4T	3,5 — 4,3	max. 0,03	0,03 — 0,06	Rest	0,075	0,005	0,003	0,001	0,15
ZnAl4Cu1T	3,5 — 4,3	0,75 — 0,06	0,03 — 0,06	Rest	0,075	0,005	0,003	0,001	0,15

Pentru probele de aliaj de tip ZnAl4T și ZnAl4Cu1T în funcție de conținutul de plumb introdus ca impuritate, s-au obținut datele din tabelele 2, *a*, și *b*.

Dependența vitezei de coroziune în funcție de durata procesului este dată în figurile 2, *a* și *b*.

Caracterul ascendent al curbelor arată creșterea vitezei de coreziune la cele două tipuri de aliaje pe măsura măririi duratei de contact cu mediul corosiv. La aliajul ZnAl4Cu1T, datorită prezenței cuprului apare posibilitatea formării unor pile locale. În consecință, viteza de coroziune are valori mai mari decît în cazul aliajului ZnAl4T. Degajarea hidrogenului și formarea curenților locali nu au loc numai pe suprafața mobilă (Cu), ci și pe suprafața activă (Zn—Al) ce suferă intens coroziunea.

În figurile 3, *a*, *b* se prezintă dependența vitezei de coroziune în funcție de conținutul de impurități pentru timpi diferiți de coroziune la cele două aliaje studiate ZnAl4T și ZnAl4Cu1T. Curbele prezintă un caracter ascendent pe măsura creșterii conținutului de impuritate (Pb).

Dacă se aplică ecuația lui Tafel [4] pentru calculul supratensiunii și al curenților de coroziune, în cazul introducerii plumbului ca impuritate, se obține raportul vitezelor de degajare a hidrogenului sub forma :

$$\frac{i_{H,Pb}}{i_{H_2Zn}} = 10^{-2,7} \qquad (5)$$

Din relația (5) se observă că odată cu creșterea conținutului de plumb crește și viteza de

Tabelul 2, a

Coroziunea aliajului ZnAl4T în apă industrială, în funcție de cantitatea de plumb introdusă ca impuritate

V_A, cm³	T_K, K	$pH_2O(v)$, mm Hg	p_0, mmHg	h, mm	V_0, N/cm³	S, cm²	ρ, g/cm³	ψ, cm³/g	τ, h	V_c, mm/an	Conținut de Pb, %
4	278	3	760	8	3,90	27	6,72	$2,1.10^3$	2	0,45	
7	280	4	760	14	6,77	27	6,72	$2,1.10^3$	3	0,51	0,0038
11	282	5	760	22	10,55	27	6,72	$2,1 \cdot 10^3$	4	0,60	
5,6	279	3,5	760	11,2	5,45	27	6,72	$2,2 \cdot 10^3$	2	0,59	
9,0	281	4,5	760	18	8,67	27	6,72	$2,2 \cdot 10^3$	3	0,64	0,0063
14,5	284	6	760	29	13,79	27	6,72	$2,2 \cdot 10^3$	4	0,76	
4,9	279	3,5	760	9,8	4,76	27	6,72	$1,7 \cdot 10^3$	2	0,67	
7,6	281	4,5	760	15,2	7,33	27	6,72	$1,7 \cdot 10^3$	3	0,69	0,0078
13,25	284	6	760	26,5	12,6	27	6,72	$1,7 \cdot 10^3$	4	0,89	
6,3	279	3,5	760	12,6	6,13	27	6,72	$1,7 \cdot 10_g$	2	0,82	
10,5	281	4,5	760	21	10,12	27	6,72	$1,7 \cdot 10^3$	3	0,90	0,0087
16,0	284	6	760	32	15,21	27	6,72	$1,7 \cdot 10^3$	4	1,02	

Tabelul 2, b

Coroziunea aliajului ZnAl4Cu1T în apă industrială, în funcție de cantitatea de plumb introdusă ca impuritate

V_A, cm³	T_K, K	$p_{H_2O_{(v)}}$ mm Hg	p_0, mmHg	h, mm	V_0, N/cm⁶	S, cm²	p, g/cm	ψ, cm⁶/g	τ, h	V_c, mm/an	Conținut de Pb, %
5,5	279	760	3,5	11	5,35	27	6,72	2.10^3	2	0,69	
9,5	281	760	4,5	19	9,15	27	6,72	2.10^3	3	0,74	0,0044
13,4	284	760	6	26,8	12,75	27	6,72	2.10^3	4	0,77	
6,5	281	760	4,5	13	6,26	27	6,72	$1,85.10^3$	2	0,81	
10	281	760	4,5	20	9,63	27	6,72	$1,85.10^3$	3	0,86	0,0079
14,2	284	760	6	28,4	13,5	27	6,72	$1,85.10^3$	4	0,93	
6,6	281	760	4,5	13,2	6,37	27	6,72	$1,7.10^3$	2	0,87	
11,0	282	760	5	22	10,55	27	6,72	$1,7.10^3$	3	0,95	0,0083
16,0	284	760	6	32	15,21	27	6,72	$1,7.10^3$	4	1,09	
6,3	281	760	4	12,6	6,13	27	6,72	$1,5.10^3$	2	0,98	
11	282	760	5	22	10,55	27	6,72	$1,5.10^3$	3	1,13	0,0089
16,0	284	760	6	32	15,21	27	6,72	$1,5.10^3$	4	1,22	

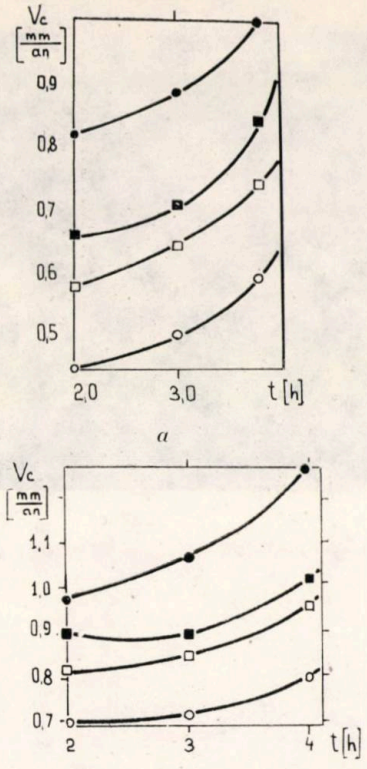


Fig. 2. Variația vitezei de coroziune în funcție de timp, pentru diferite procente de impuritate : *a* — aliajul ZnAl4T ; *b* — aliajul ZnAl4Cu1T

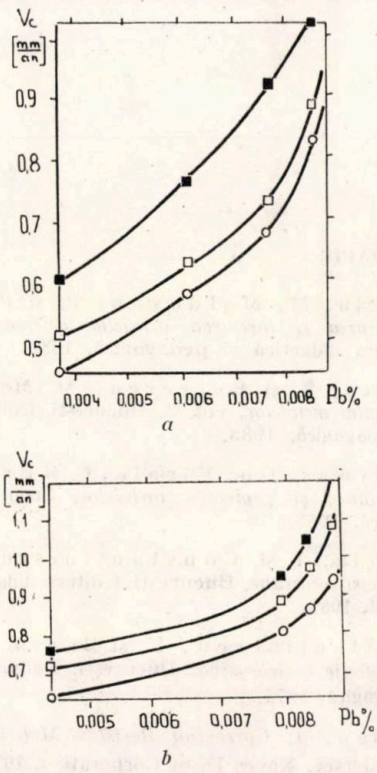


Fig. 3. Variația vitezei de coroziune cu conținutul de impurități la diferiți timpi de coroziune ;
a — aliajul ZnAl4T ; *b* — aliajul ZnAl4Cu1T

○ — $t = 1$ h ; □ — $t = 3$ h ; ■ — $t = 4$ h

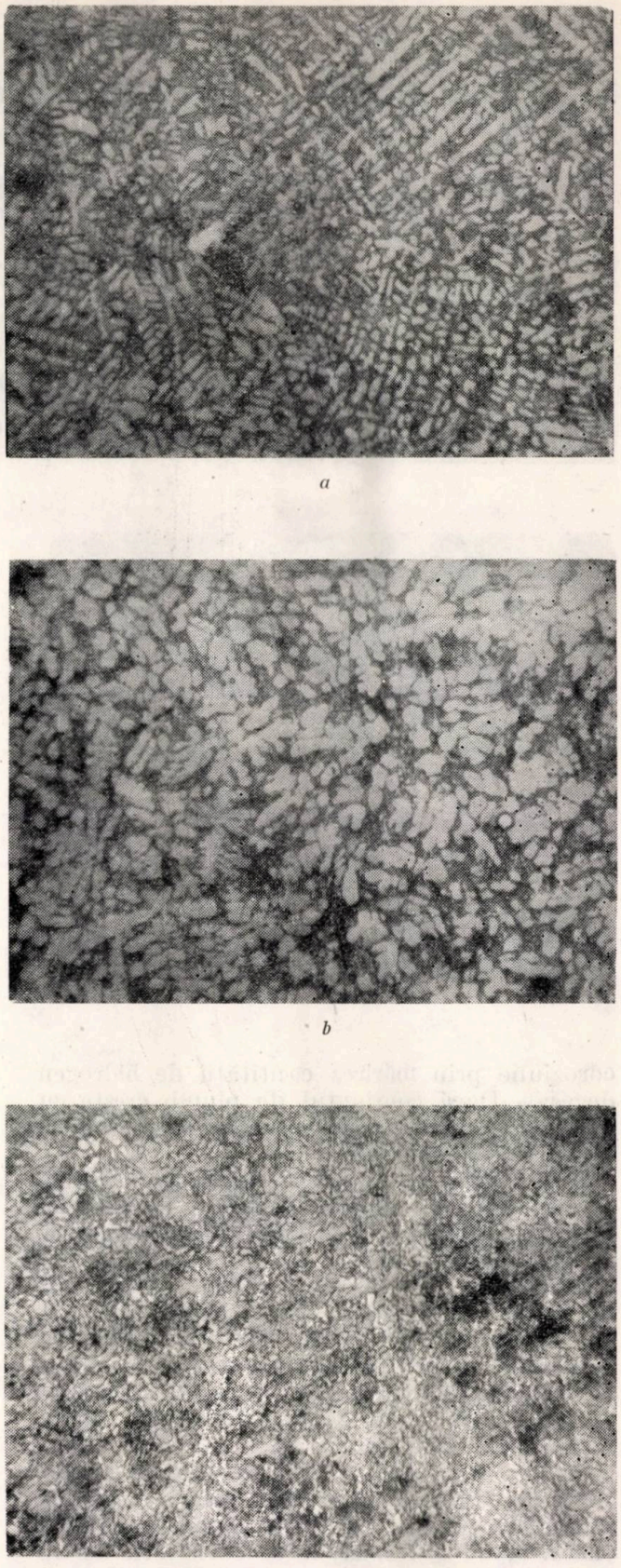
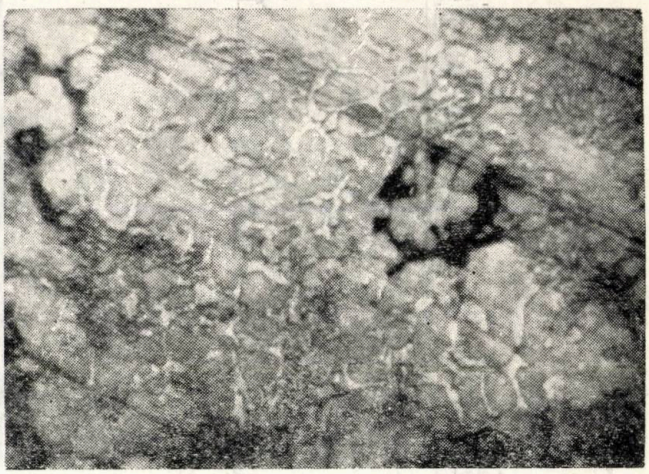


Fig. 4. Microstructuri ale probelor de aliaj supuse coroziunii : *a*, *b*, *c* — aliajul ZnAl4T, mărire ×250

d



e

f

Fig. 4. Microstructuri ale probelor de aliaj supuse coroziunii: *d*, *e*, *f* — aliajul ZnAl4Cu1T, mărire ×250

coroziune prin mărirea cantității de hidrogen degajat. Dacă conținutul de plumb crește cu numai 5‰, în cazul aliajului ZnAl4T, viteza de coroziune se dublează.

Figurile 4, *a*, *b*, *c*, *d*, *e*, *f* prezintă microstructurile probelor din aliajele ZnAl4T și ZnAl4Cu1T în stare necorodată (*a*, *b*) și la timpi de coroziune de 3, respectiv 4h.

Evidențierea microstructurii s-a făcut utilizînd un reactiv de atac de compoziția: 58% H_2SO_4, 30% NaCl, 12% $K_2Cr_2O_7$. Structura dendritică este înlocuită printr-o coroziune de suprafață de tip intercristalin (4*c*, *d*) și de o coroziune puternică a dendritelor de soluție solidă β (4 *e*, *f*).

Studiul de laborator efectuat prezintă importanță în vederea menținerii conținutului de plumb la limita inferioară corespunzătoare (max. 0,005%) în aliajele de turnătorie de tip ZnAl4T și ZnAl4Cu1T, pentru prelungirea duratei de viață a pieselor în medii corosive ca apa.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ienciu, M., Moldovan, P. și Panait, N. *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase*. București, Editura didactică și pedagogică, 1982.

[2] Gâdea, S. și Petrescu, M. *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, vol. 3. București, Editura didactică și pedagogică, 1983.

[3] Hagymaș, Gh., Firoiu, C. și Radovici, O. *Coroziunea și protecția metalelor*. București, Editura tehnică, 1963.

[4] Oniciu, L. și Constantinescu, E. *Electrochimie și coroziune*. București, Editura didactică și pedagogică, 1982.

[5] Constantinescu, E. și Badea, M. *Coroziune și protecție anticorosivă*. București, Editura didactică și pedagogică, 1975.

[6] Millan, J. *Corrosion Resistant Materials Handbook*. New Jersey, Noyes Data Corporation, 1976.

[7] Tomescu, N. *Chimie și coroziune*. Litografia I. P. București, 1978.

Studiul obținerii zirconiului de înaltă puritate

Ing. M. Dinu
Întreprinderea de mecanică fină — București

CZ : 541.135 : 669.296

Procedeul Van Arkel de Boer, bazat pe disocierea iodurii de zirconiu, producînd cristalul bară, a avut un rol important înainte ca procedeul de reducere să fie în măsură să producă un metal de puritate suficientă în ceea ce privește oxigenul și azotul.

Procedeul electrolitic în săruri topite a făcut obiectul a numeroase cercetări, în care s-au folosit în special eutectice cu puncte înalte de topire [3]. Cu avantaje deosebite s-au dovedit însă eutecticele de săruri topite cu puncte de topire relativ joase [4] — [6].

Procedeul electrolitic oferă posibilitatea obținerii directe a unui metal purificat de marea majoritate a impurităților metalice și, operînd sub atmosferă controlată, se obține un depozit catodic cu conținut foarte redus în oxigen, azot și hidrogen, impurități deosebit de greu de eliminat prin alte procedee de purificare; în plus oferă posibilitatea extracției continue a metalului.

Pentru extragerea electrolitică a zirconiului din clorura de $ZrCl_4$ se utilizează eutecticul $BaCl_2$—$CaCl_2$—NaCl (16,4; 46,9; 36,7 % mol, la 460°C) [4], [6].

Domeniul de potențial utilizat

Electrodul de referință Ag°/Ag* pentru o concentrație de clorură de argint de cca 2 % are un potențial de —1,030V în raport cu electrodul de clor, luat ca potențial de origine. În raport cu acest electrod de referință se va defini tensiunea catodică la care apare descompunerea băii.

Figura 1 reprezintă variația curentului în funcție de potențialul impus catodului. Se

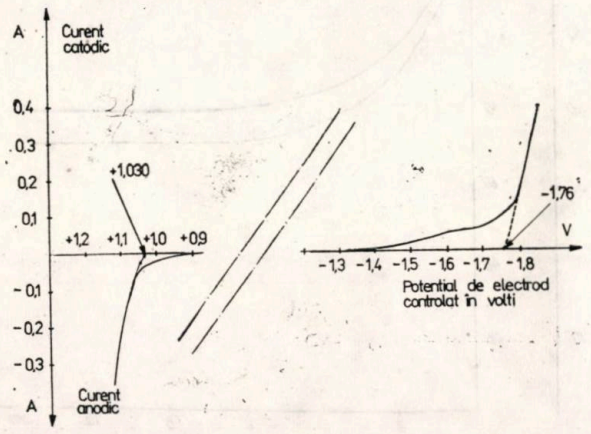


Fig. 1. Variația curentului în funcție de potențialul impus catodului

observă că domeniul de potențial ce poate fi utilizat este limitat către domeniul reducător de apariția sodiului la —1,750 V și către mediul oxidant la + 1,030 V, adică un domeniu utilizabil de 2,8V.

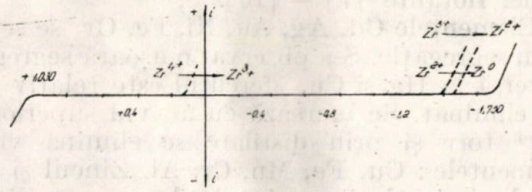


Fig. 2. Potențialul de reducere a compușilor $ZrCl_4$, $ZrCl_3$ și $ZrCl_2$

Figura 2 reprezintă poziția potențialelor de reducere a compușilor $ZrCl_4$, $ZrCl_3$ și $ZrCl_2$ conform reacțiilor:

$$ZrCl_4 \rightarrow ZrCl_3 + 0{,}150\ V$$

$$ZrCl_3 \rightarrow ZrCl_2 \quad -1{,}4\ V$$

$$ZrCl_2 \rightarrow Zr \quad -1{,}5\ V$$

Calculul potențialului teoretic folosind datele termodinamice arată un bun acord cu rezultatele experimentale.

Tabelul 1

Analiza chimică a eșantionului de zirconiu în 10^{-6} greutate

Elementul	Zirconiu electrolitic			Burete „Kroll"
	1	2	3	
Aluminiu	20	3	8	25
Magneziu	2	3	1	10
Calciu	10	15	12	10
Vanadiu	0,02	0,02	0,03	0,03
Crom	0,01	0,02	0,13	21
Mangan	0,13	0,90	0,15	3
Fier	0,20	0,30	0,20	105
Cobalt	0,03	0,05	0,030	0,03
Nichel	0,3	0,30	0,3	1,0
Cupru	0,3	1,5	1,7	10
Zinc	0,50	0,5	0,6	0,5
Arsenic	0,03	0,02	0,03	0,5
Molibden	0,30	0,50	0,40	0,01
Galiu	0,10	0,20	0,20	0,02
Bariu	13,0	12,0	1 500	0,03
Staniu	0,4	0,2	0,2	0,9
Bismut	0,10	0,01	0,01	0,02
Plumb	0,05	0,05	0,02	0,02
Titan	3,0	2,0	10	45
Hafniu	60	60	60	180
Carbon	0,5	0,5	0,5	10
Azot	0,5	0,5	0,5	25
Oxigen	30	20	40	405

Ca și în cazul titanului [6] compartimentul anodic este separat de cel catodic printr-o diafragmă din alumină poroasă. Se utilizează celula din sticlă termorezistentă sau din tablă din aliaj de nichel de tip Hostalay B.

Tabelul 1 prezint ăanaliza unor eșantioane de zirconiu.

Tendințe noi în purificarea avansată a zirconiului

Topirea zonară. Reactivitatea deosebită a metalului permite numai aplicarea metodei zonei flotante [7] — [10].

Elementele Cd, Ag, Au, Ni, Fe, Cr se separă prin segregație. S-a observat o ușoară segregație inversă la Hg și Cu. Mercurul este relativ greu de eliminat. Se lucrează cu un vid superior lui 10^{-6} torr și prin distilare se elimină vizibil elementele : Cu, Fe, Mn, Cr, Al. Zincul și cadmiul, deși relativ mai volatile, nu se elimină proporțional cu presiunea lor parțială de vapori, ceea ce indică o activitate deosebită în soluție. Sulful migrează bine prin segregație, dar se elimină și prin distilare [11] :

Eliminarea impurităților nemetalice : O_2, H_2, C, N_2. Azotul, carbonul și hidrogenul nu se elimină prin topire zonară. În ultravid (10^{-6} torr măsurat la rece), atmosfera reziduală este compusă în special din oxid de carbon. În contact cu zirconiul topit oxidul este redus, iar carbonul rezultat trece în metal.

S-a calculat [12] că, la echilibru, presiunea parțială a oxigenului în atmosferă $p\langle O\rangle$ este legată de concentrația de oxigen în metal [(O)] prin reacția :

$$p\langle O\rangle = 1{,}5 \ \ 10^{-11} \ [O]$$

Deci, oricît de avansat ar fi vidul, dacă atmosfera este mereu reînnoită de pompe, metalul va continua să se îmbogățească în oxigen, de unde necesitatea unui vid static [11].

Topirea în cuptor cu bombardament electronic. Topirea se execută în creuzet din cupru răcit cu apă. Vidul de 10^{-5} torr (în timpul topirii) este asigurat de un grup de pompe cu bucla de reținere cu azot lichid. Metalul este supraîncălzit la 2 700°C, timp de cca 20 min. Metalul inițial a fost zirconiul Van Arkel de înaltă puritate. A rezultat o bună îndepărtare a impurităților metalice mai volatile decît zirconiul. Gradul de purificare (concentrația inițială/ concentrația finală) este în jur de 7 pentru Fe, Cu, Au, Mn, Al, Sb, iar pentru Cr = 16, As = 32 ; dimpotrivă pentru Mo, W, S, N, O [13] este neglijabil.

S-a arătat totuși că o topire și încălzire în masă uniformă, realizată pe o vatră răcită și izolată de metal, permite o distilare a oxigenului sub forma ZrO, cînd acesta se află în concentrație destul de mare (1 — 2%) [14].

Criterii de puritate pentru zirconiu

Zirconiul fiind hexagonal compact la temperaturi sub 865°C, rezistivitatea sa electrică este anizotropă. Obținerea de valori, care să nu depindă decît de puritate, cere fie să se lucreze pe monocristale, fie pe o platbandă cu o textură foarte marcată. S-a ales ultima soluție, decupîndu-se eșantioane paralele cu direcția de laminare.

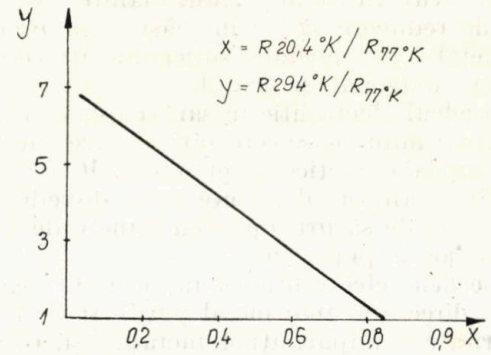


Fig. 3. Variația raportului y = R 294 K/R77 K în funcție de x = R 20,4 K/R77 K

Figura 3 reprezintă variația valorii y = = R294 K/R77 K în funcție de x= R20,4 K/ R77 K. Din acest grafic se deduce y din măsurarea lui x. Rezistivitatea zirconiului de înaltă puritate la 21°C fiind de 41,4 10^{-6} cm [15], se deduce rezistivitatea eșantioanelor la temperatura hidrogenului lichid.

Figura 4 reprezintă variația durității Vickers de-a lungul unei bare de topire zonară.

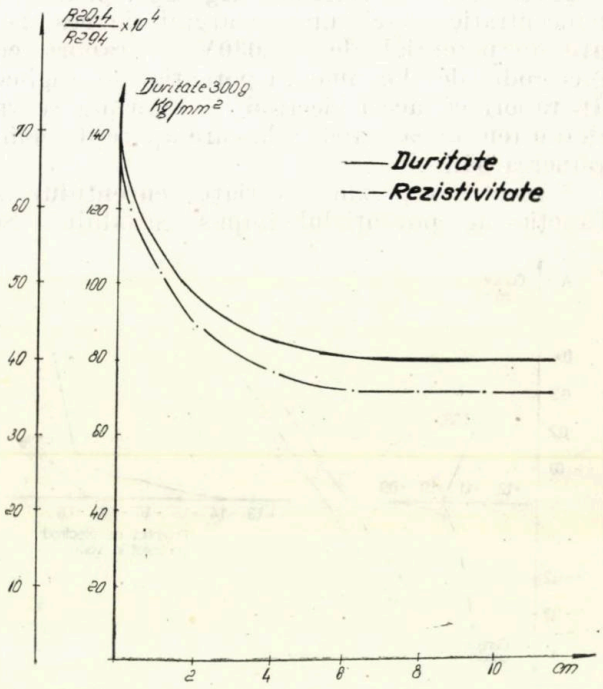


Fig. 4. Variația durității Vickers de-a lungul unei bare tratate prin topire zonară

Pentru reducerea anizotropiei se lucrează cu texturi bine deformate. Axul *C* formează un unghi de 30 — 40°, cu normala direcţiei de laminare. Această orientare corespunde cu partea relativ dură (140 kg/mm² pentru un monocristal metal Kroll). Pentru rezultate comparabile, se aplică eşantioanelor laminate un tratament de normalizare de 625°C, o oră. Mărimea grăuntelui este de 10 — 30 microni.

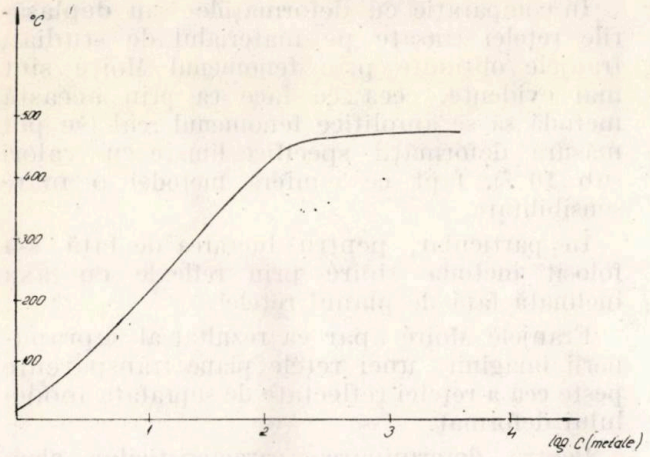


Fig. 5. Variaţia temperaturii de recristalizare în funcţie de concentraţia în impurităţi metalice

Figura 5 reprezintă variaţia temperaturii de recristalizare în funcţie de concentraţia în impurităţi metalice. Nu se însumează conţinutul de hafniu. Roentgenogramele Debye-Scherer şi micrografiile optice arată că aceste temperaturi corespund unui stadiu deja avansat al recristalizării.

Eşantioanele se pregătesc prin polisaj chimic de acid azotic cu 10 — 25 % HF. Eşantioanele se spală cu jet puternic de apă. Dacă este nevoie să se coloreze cristalele, aceasta se realizează prin oxidarea epitectică. În afară de oxidarea anodică, se utilizează încălzirea eşantionului în amestec de cloruri alcaline şi alcalinopământoase la 650°C, răcire în aer şi spălare cu apă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Fournet, L. În: Ann. de Chim, Franţa, nr. 7, 1962, p, 763.

[2] Langeron, I. P. În: Ann. de Chim., Franţa, nr. 9, 1964, p, 547.

[3] Senderoff, S. În:. Metall. Rev., Anglia, nr. 11, 1966, p, 97-

4] Nardin, M. şi Lorthioir, G. În: Less. Com. Metals, nr. 56, 1977, p, 269.

[5] Nardin, M., Chassing, E. şi Lorthioir, G. Simpozionul internaţional „Molten Salt Electrolysis in Metal Production", Grenoble, Franţa, 19 — 21 sept., 1977, Institution of Mining and Metallurgy, Londra, 1977, p. 38,

[6] Heywang, W. şi Ziegler, G. În: Z. Naturforsch., R.F.G., nr, 9, 1954, p, 561.

[7] Keek, P. H., Green, M. şi Polk, M. I. În: J. Appl. Phys., S.U.A., nr, 24, 1953, p, 1479.

[8] Langeron, I. P., Lehr, P., Albert, Ph. şi Chaudron, G. În: C.R.Ac. Science, Paris, nr. 248, 1959, p. 35.

[9] Renucci, L., Langeron, I. P. şi Lehr, P. În: C.R.Ac. de Science, Paris, nr. 249, 1959, p. 1113 şi Mém. Sc. Rev. Métal. Franţa, nr, 58, 1961, p, 699.

[10] Langeron, I. P, În: Ann. Chimie, Franţa, nr. 9, 1964, p, 547.

[11] Renucci, L., Albert, Ph. şi Lehr, P. În: Mem. Sc. Rev. Metal., nr. 60, 1963, p. 829.

[12] Albert, Ph., Renucci, şi Lehr, P. În: Bull. Soc. Chim., Franţa, 1962, p, 2091.

[13] Renucci, L, În: Ann. Chimie, Franţa, nr. 3, 1968, p. 425.

[14] Berlincourt, T. G. În: Phys. Rev. Anglia, nr. 114, 1959, p. 969.

Utilizarea fenomenului Moiré la determinarea mărimii și distribuției deformațiilor specifice în materialele metalice

Ing. Doina Răducanu, ing. Mihaela Isac și N. Boroghină
Institutul politehnic — București

CZ : 669.017

Fenomenul Moiré, care stă la baza metodei interferometrice de analiză a tensiunilor, oferă posibilitatea de a se determina direct mărimea și distribuția deformațiilor specifice din relații pur geometrice, fără a se mai utiliza un efect fizic intermediar ca în cazul metodelor clasice.

Metoda are avantajul de a nu introduce concentratori de tensiuni și nu influențează integritatea pieselor supuse cercetării.

Fenomenul Moiré apare în urma suprapunerii a două rețele, alcătuite fiecare în parte din linii paralele, identice sau diferite (ca distanță între linii sau orientare fig. 1) [1].

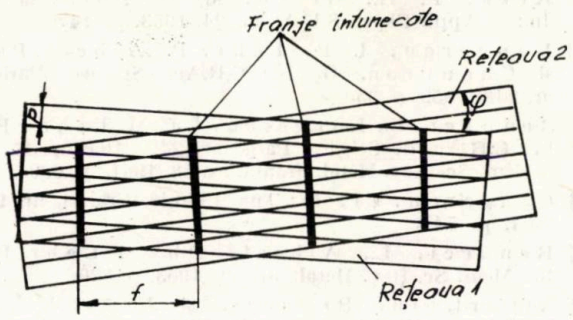


Fig. 1. Franje Moiré rezultate prin suprapunerea a două rețele identice și cu orientare diferită

În urma suprapunerii celor două rețele, apar franje formate din drepte paralele, asemănătoare franjelor de interferență optică, acestea fiind denumite franje Moiré.

Dacă cele două rețele au inițial parametri identici și ulterior pasul unuia (distanța dintre două linii consecutive) se modifică, datorită unei deformații suferite de rețeaua respectivă, se vor forma de asemenea franje Moiré.

Pasul franjelor obținute va fi cu atît mai mic, cu cît deformația rețelei este mai mare (fig. 2) [1].

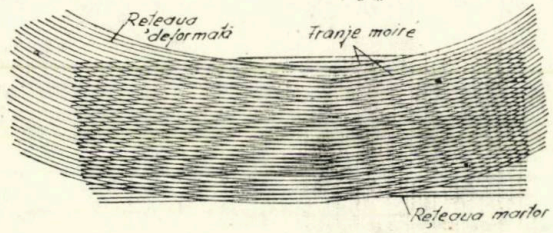


Fig. 2. Franje Moiré rezultate din suprapunerea unei rețele de linii nedeformate peste o rețea deformată (care inițial era identică cu prima)

Cu sprijinul tov. conf. dr. ing. C. Atanasiu, Catedra de rezistența materialelor — I.P.B.

În comparație cu deformațiile sau deplasările rețelei trasate pe materialul de studiat, franjele obținute prin fenomenul Moiré sînt mai evidente, ceea ce face ca prin această metodă să se amplifice fenomenul real (se pot măsura deformații specifice liniare cu valori sub 10^{-2}), fapt ce conferă metodei o mare sensibilitate.

În particular, pentru lucrarea de față s-a folosit metoda Moiré prin reflexie cu axa înclinată față de planul rețelei.

Franjele Moiré apar ca rezultat al suprapunerii imaginii unei rețele plane transparente peste cea a rețelei reflectate de suprafața modelului deformat.

Pentru determinarea caracteristicilor elastice (coeficient de contracție ν și modul de elasticitate E), se folosesc epruvete cu secțiunea dreptunghiulară și suprafață prelucrată, astfel încît să aibă proprietăți de reflexie bune.

Epruveta, rețeaua martor, observatorul (sau aparatul foto) se raportează la un sistem de coordonate x, y, z (fig. 3).

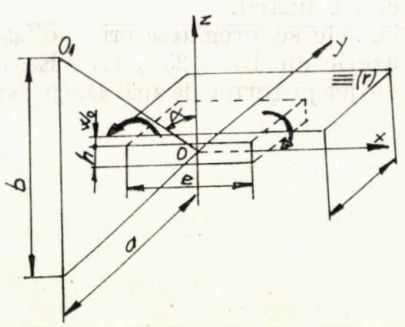


Fig. 3. Ansamblul observator (aparat foto) — epruvetă — rețea

Rețeaua martor de linii paralele și echidistante trasate pe o placă de plexiglas se fixează în imediata apropiere a feței superioare a epruvetei. Epruveta este solicitată apoi la încovoiere pură, prin cuplurile M, aplicate la capete. Observatorul plasat în O_1 înregistrează franjele datorită suprapunerii rețelei peste imaginea sa reflectată de suprafața deformată a epruvetei.

Deplasările unui punct al epruvetei pe cele trei direcții sînt date de relații stabilite în teoria elasticității [1], [2], [3].

Franjele care se formează reprezintă o familie de hiperbole, asimptotele familiei de franje hiperbolice fiind date de ecuaţia :

$$x = \pm y\sqrt{\nu}$$

unde $\sqrt{\nu} = \mathrm{tg}\beta$.

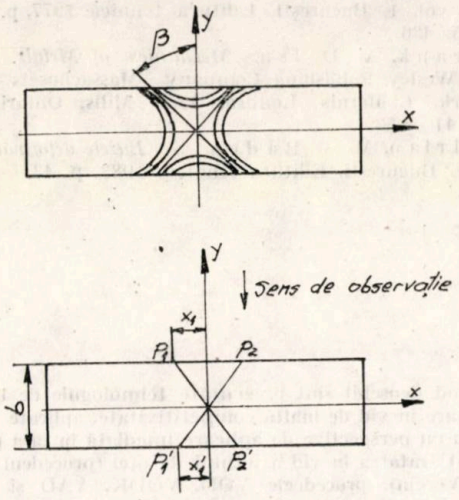


Fig. 4. Franje Moiré rezultate din suprapunerea reţelei martor peste epruveta solicitată la încovoiere pură

Dacă observatorul este situat sub un unghi α faţă de axa epruvetei, atunci :

$$\nu = \frac{(x_1^2 + x_1'^2)\cos^2\alpha}{16b^2} \text{ (fig. 4)}$$

unde: x_1, x_1' reprezintă abscisele punctelor P_1 şi P_1', rezultate din intersecţia asimptotelor cu marginea epruvetei ;

α — unghiul de incidenţă ;

b — lăţimea epruvetei.

Pentru determinarea modulului de elasticitate E se foloseşte relaţia :

$$E = \frac{M\,\mathrm{tg}\,\alpha\,\mathrm{tg}\beta}{p \cdot I_y}$$

unde : M reprezintă momentul de încovoiere aplicat epruvetei, Ncm ;

α — unghiul de incidenţă ;

β — unghiul făcut de asimptote cu axa y ;

p — pasul reţelei martor, cm ;

I_y — momentul de inerţie al epruvetei, cm^4.

Determinări experimentale

Experimentările au fost realizate pe o instalaţie compusă în principiu din doi cilindri, între care se încastrează epruveta. Epruveta este solicitată la încovoiere pură, datorită cuplurilor M aplicate celor doi cilindri (cu valori trecute în tab. 1).

Deasupra feţei superioare a peruvetei (lustruită oglindă) se fixează reţeaua martor (cu pasul $p = 5.10^{-3}$ cm). În faţa instalaţiei se montează un aparat fotografic ale cărui coordonate, în sistemul xyz se cunosc (tab. 1).

S-au utilizat epruvete dreptunghiulare din aluminiu 99,5 % şi aliaje de aluminiu de tip Al-Mn-Mg (AISI3105) şi aliaj de aluminiu de tip Al-Cu-Mn (AISI3003) şi din oţel OL44 (STAS 500/2-80) cu dimensinile prezentate în tabelul 1.

Rezultatele măsurătorilor experimentale, precum şi valorile mărimilor calculate, conform procedurii prezentate anterior, sînt trecute în tabelul 1.

Tabelul 1

Material	Secţiunea epruvetei		Moment de încovoiere M[Ncm]	Coordonate aparat foto [mm]			p [cm]	tgα [°]	tgβ [°]	I_y [cm]	ν	E[daN/cm^2 × × 10^{-6}]
	b [mm]	h [mm]		x	y	z						
Aluminiu 99,5 %	97,4	2,5	1 074	190	340	380	5×10^{-3}	0,572	1,024	$12{,}6\ 10^{-3}$	0,328	0,988
	97,4	2,5	1 504	290	230	480		0,544	0,771	$12{,}6\ 10^{-3}$	0,296	0,994
Aliaj de aluminiu 0,50 Mn 0,50 Mg AISI3105	98,7	1,14	99,3	280	230	480		0,583	0,754	$1{,}218\ 10^{-3}$	0,314	0,716
	98,7	1,14	149	200	230	590		0,565	0,516	$1{,}218\ 10^{-3}$	0,319	0,713
	98,7	1,14	198,6	100	230	640		0,557	0,391	$1{,}218\ 10^{-3}$	0,311	0,711
Aliaj de aluminiu 0,12 Cu ; 1,2 Mn AISI3003	107	1,07	101,8	300	380	620		0,500	0,780	$1{,}092\ 10^{-3}$	0,250	0,722
	107	1,07	202,16	200	80	560		0,500	0,384	$1{,}092\ 10^{-3}$	0,250	0,711
OL44 STAS 500/2-80	102	2,5	1 801	160	270	210		0,494	1,494	$13{,}28\ 10^{-3}$	0,244	2,002
	102	2,5	2 701	140	300	330		0,503	1,003	$13{,}28\ 10^{-3}$	0,253	2,054

Concluzii

— Valorile obținute pentru mărimile E și ν probează sensibilitatea deosebită a metodei.

— Starea de deformație a materialului cercetat se interpretează după fotografii, care pot fi folosite și pentru verificări ulterioare, păstrîndu-se și integritatea epruvetelor.

— Metodele bazate pe fenomenul Moiré pot fi utilizate atît la detrminarea deformațiilor specifice mici, corespunzătoare domeniului elastic (este cazul experimentărilor de față), cît și la determinarea deformațiilor plastice mari.

O extindere a domeniului de aplicabilitate a metodei o constituie și trasarea curbei reale tensiune-deformație, în domeniul plastic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mocanu, D. R. *Analiza experimentală a tensiunilor* — vol. 1. București, Editura tehnică, 1977, p. 38—55, 435, 436.

[2] Frank, A. D'Isa. *Mechanics of Metals.* Addison — Wesley Publishing Company Massachusets — Menlo Park, California, Londra, Don Mills, Ontario, 1968, p. 41 — 53.

[3] Adrian, M. și Badea, S. *Bazele deformării plastice.* București, Editura tehnică, 1983, p. 43.

RECENZIE

Lucrarea *„Retopirea și rafinarea oțelurilor"*, autori prof. dr. doc. ing. Iosif Tripșa și conf. dr. ing. C. Pumnea, apărută în Editura tehnică, 1984, reprezintă o sinteză pe baza unei vaste bibliografii și a experienței în cercetare și a practicii industriale din țara noastră, a celor mai moderne procese tehnologice de retopire și de rafinare a oțelurilor, cu largi aplicații în industria siderurgică, în contextul dezvoltării vertiginoase a producției de oțeluri speciale de înaltă puritate și cu caracteristici mecanice ridicate.

În prima parte a lucrării sînt prezentate procedeele de retopire a oțelurilor, respectiv retopirea cu arc în vid (*RAV*), retopirea electrică sub zgură (*REZ*), retopirea cu jet de electroni (*RJE*) și retopirea cu jet de plasmă, punîndu-se accentul atît pe aspectele teoretice ale acestor procedee de retopire, cît și pe descrierea și funcționarea instalațiilor de retopire, diversele tehnologii de aplicabilitate largă în practica industrială, precum și pe prezentarea claselor de oțeluri care se supun proceselor de retopire. Sînt prezentate efectele metalurgice ale procedeelor de retopire asupra calității lingourilor retopite.

Se evidențiază eforturile autorilor de a prezenta, în cadrul lucrării, a celor mai moderne instalații de retopire produse de firme consacrate pe plan mondial.

Partea a doua a lucrării tratează, într-o concepție proprie autorilor, procedeele de rafinare a oțelurilor în afara agregatului de elaborare (metalurgia în oală), procedee tehnologice de înaltă eficiență în metalurgia oțelului și în continuă extindere în țările cu industrie siderurgică dezvoltată.

În cadrul acestor tehnologii, se prezintă procedeele de barbotare a oțelului lichid cu gaze inerte, de rafinare prin injecție cu pulberi, precum și de rafinare în vid a oțelului lichid.

O pondere însemnată în cadrul lucrării se acordă rafinării în vid a oțelului lichid, datorită efectelor deosebite ale acestei tehnologii asupra purității și caracteristicilor mecanice ale oțelurilor tratate în vid.

Sînt prezentate în acest sens aspectele teoretice ale rafinării în vid, legate de termodinamica și cinetica proceselor de degazare, evaporare, reducere a oxizilor și dezoxidare și decarburare în vid a oțelurilor.

În mod deosebit sînt prezentate tehnologiile de topire și de rafinare în vid de înaltă competitivitate, aplicate în prezent sau cu perspective de aplicare imediată în țara noastră, cum sînt tratarea în vid a jetului de oțel (procedeul Bochumer — Verein), procedeele VOD, VODK, VAD și ASEA-SKF.

În lucrare se prezintă tendințele noi de restructurare a oțelăriilor moderne, ca urmare a introducerii în practica industrială a procedeelor de rafinare secundară a oțelului, cu consecințe importante asupra creșterii productivității, reducerii consumurilor energetice și de materii prime și îmbunătățirii calității oțelului.

Avînd în vedere importanța deosebită a metalurgiei în vid, în obținerea de oțeluri de înaltă puritate și cu caracteristici mecanice ridicate, în partea a treia a lucrării, autorii prezintă unele probleme fundamentale privind tehnica vidului în metalurgie, în mod special componentele instalațiilor de vid produse în țara noastră și de o serie de firme din străinătate, consacrate în tehnica vidului înalt, componente cu care sînt echipate instalațiile de vid de mare eficiență ale oțelăriilor moderne. În acest sens, autorii consideră că se aduce o contribuție utilă, într-un domeniu de perspectivă imediată, în siderurgia românească, încă insuficient abordat în literatura de specialitate din țara noastră.

Datorită caracterului documentar, îmbinării armonioase a aspectelor teoretice legate de termodinamica și cinetica proceselor metalurgice cu aspectele practice ale diverselor tehnologii de retopire și de rafinare secundară, precum și prezentării celor mai moderne instalații realizate pe plan mondial, lucrarea constituie o contribuție însemnată la lărgirea literaturii de specialitate din țara noastră, cu utilitate pentru cercetare, proiectare și producție. Lucrarea poate fi utilă și studenților de la profilul metalurgie, precum și doctoranzilor care se specializează în domeniul siderurgiei și turnătoriei.

Lucrarea poartă girul științific al tovarășei prof. emerit dr. doc. ing. Suzana Gâdea, membru corespondent al Academiei R. S. România.

Prof. dr. ing. *L. Sofroni*

Prof. dr. ing. C. Wanyorek
Universitatea din Brașov

Despre modul de acțiune specific al zgurelor metalurgice (ca și al băilor de săruri topite) și constituția în stările lichidă și solidă a acestora

CZ : 669.162.266.446

Zgurele metalurgice au evoluat, de la situația de deșeu industrial, la rangul de principal instrument al metalurgului, folosit în mod special pentru afinarea metalelor și aliajelor prin îndepărtarea impurităților, condiție pentru ameliorarea proprietăților tehnologice și de utilizare ale acestor produse.

1. *Ce sînt zgurele?* Un amestec de oxizi metalici și nemetalici, acizi (SiO_2) sau bazici (CaO), care, prin predominanța lor relativă, determină implicit și caracterul zgurei, acid sau bazic. În zgură, acești oxizi se află fie în stare asociată, de compuși, fie disociați, în ioni simpli sau complecși.

În stare lichidă, zgurele formează o topitură omogenă, cu o viscozitate variabilă în funcție de compoziția chimică și de temperatură. Zgurele lichide sînt soluții concentrate. Băile metalice sînt soluții diluate. Legile chimiei fizice sînt valabile mai exact și se aplică relativ mai ușor la soluții diluate și simple și mai dificil și mai limitat la soluții concentrate și complexe. De aici rezultă unele dificultăți în tratarea teoretică a zgurelor. Studiul diagramelor de stare poate fi util în această privință

În stare solidă, zgurele se prezintă fie sub forma unui amestec eterogen, macro- sau criptocristalin, de cristale de diferite specii — compuși definiți, soluții solide, identificabili prin metode mineralogice-petrografice — fie sub aspectul vitros al unor soluții solide suprarăcite, în care viscozitatea mare a împiedicat cristalizarea. În funcție de viteza de răcire, aspectul se poate schimba, eventual, din cristalin în vitros — și invers.

Topirea zgurelor se produce fie după tipul substanțelor cristalizate, într-un domeniu de temperaturi critic, fără înmuiere prealabilă (zgurele bazice), fie după tipul substanțelor amorfe, sticloase, fără punct sau domeniu de topire precizat, dar cu înmuiere prealabilă (zgurele acide).

Stăpînirea modului de acțiune al zgurelor presupune cunoașterea structurii lor în starea lichidă.

2. *Acțiunea reciprocă dintre baia metalică și zgură* se bazează pe existența dezechilibrului fizico-chimic dintre cele două medii.

Motorul oricăror transformări în natură, inclusiv schimbul de substanță între zgură și baie, fiind tocmai *existența unei diferențe de potențial*, este necesar ca la *stabilirea primului contact dintre baie și zgură*, această diferență de potențial să fie cît mai mare, pentru ca, prin aceasta, să se intensifice procesul la maximum.

Întrucît, însă, pe măsură ce procesul progresează în timp, valoarea diferenței de potențial active scade într-una, prin epuizarea progresivă a capacității de lucru a zgurei — se recomandă a se lua măsuri potrivite, cu scopul de a se menține între baie și zgură o diferență de potențial *notabilă* pînă la sfîrșit, suficientă pentru a păstra zgurei într-o măsură satisfăcătoare caracterul ei activ pînă la finele procesului.

În această privință se recomandă [1], din punct de vedere teoretic și practic (economic), ca în locul unei *singure* zgure, voluminoase, de masă totală M, să se folosească, succesiv și în același scop, *mai multe zgure*, parțiale, de același fel, dar de mase m_i mai mici (zgura inițială fiind *fracționată*), astfel încît pentru $\Sigma m_i < M$ să se obțină același efect ca și cu M administrat o singură dată — iar pentru $\Sigma m_i = M$, calitatea (afinarea) obținută (de pe urma folosirii zgurelor parțiale, administrate succesiv) putînd fi chiar cu mult superioară folosirii unei zgure unice [1].

Dezechilibrul fizic, chimic sau mixt, existent între zgură și baie, conduce la schimbul de substanță caracteristic zgurelor active (fig. 1) ($I + II$).

Echilibrul, static sau dinamic, între zgură și baie, este specific zgurelor pasive, de protecție (fig. 1) (III).

Dezechilibrul fizic se manifestă prin procesul de dizolvare selectivă în baza legii repartiției, avînd ca mecanism difuzia (fig. 2), care poate fi precedată (I), sau nu (II), de disociere.

Dezechilibrul chimic se manifestă prin realizarea unui compus între două componente aflate fie în zgură, fie în baie (fig. 3) ($I + II$), fie provenite și din zgură și din baie și întîlnindu-se în planul (suprafața) de separație (III) dintre baie și zgură — reacția de asociere putînd fi precedată, sau nu, de difuzia și disocierea componentelor (sau în ordine inversă) și urmată, sau nu, de difuzia și disocierea (sau în ordinea inversă) compusului (fig. 4).

Deseori mecanismul de acțiune reciprocă zgură-baie este mixt (cu predominarea eventuală a unuia dintre ele) : fizic în prima etapă, prin transferul de substanță datorită dizolvării

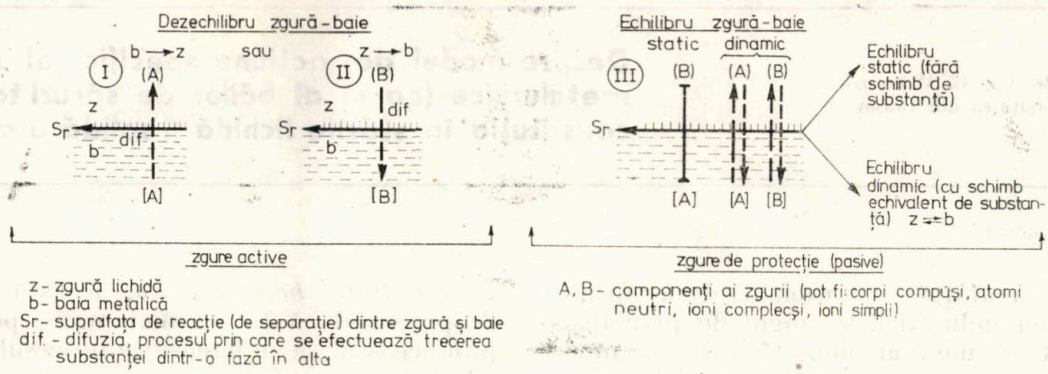


Fig. 1. Trei moduri de realizare a schimbului de substanţă între zgură şi baia metalică: *I* — baia metalică trimite substanţă în zgură; *II* — zgura trimite substanţă în baia metalică; *III* — echilibru (static sau dinamic) între baie şi zgură

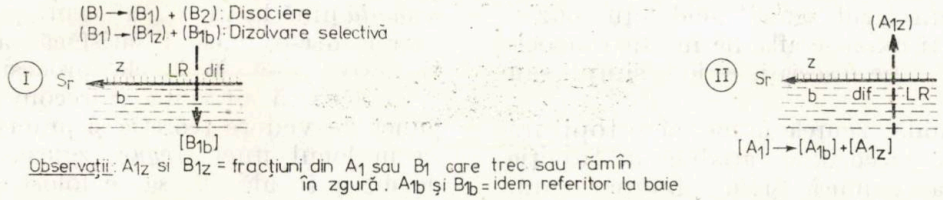


Fig. 2. Schema mecanismului fizic al acţiunii reciproce dintre zgură şi baia metalică (două variante): *I* — disociere şi dizolvare selectivă (difuzie) prin fracţionare conform legii repartiţiei (LR); *II* — acelaşi mecanism ca la *I*, dar fără disociere prealabilă

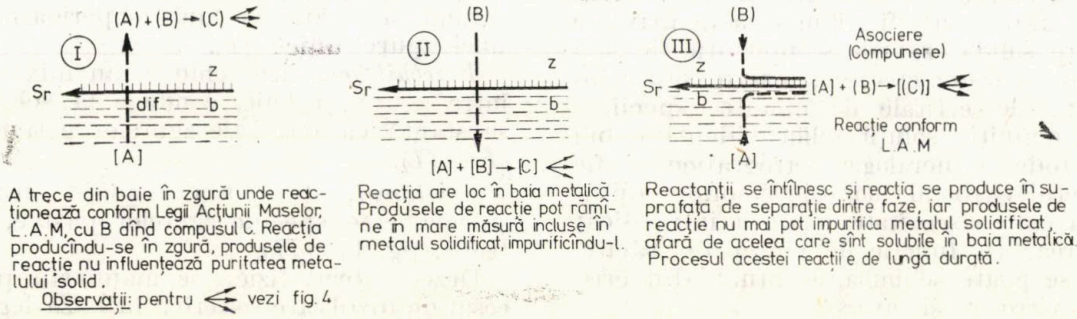


Fig. 3. Schema mecanismului chimic al acţiunii reciproce dintre zgură şi baia metalică (trei variante)

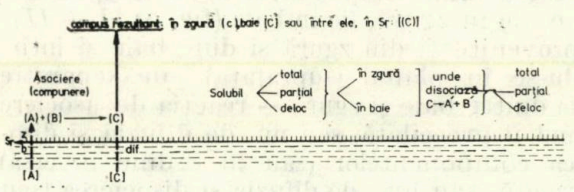


Fig. 4. Schema transformărilor pe care, ipotetic, le pot suferi compuşii rezultanţi în urma formării lor: în zgură (*C*); în baie [*C*] — sau în planul de separaţie *Sr* dintre baie şi zgură [(*C*)]; procesul iniţiator în două variante: *I* — difuzie + compunere; *II* — numai difuzie. În schemă s-a pornit de la un compus format în zgură

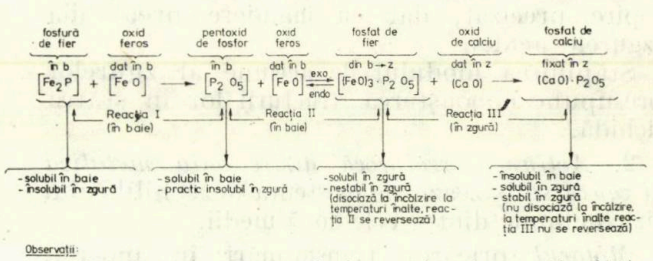


Fig. 5. Schema calitativă a procesului de defosforare a băilor de oţel

selective, și chimic în a doua etapă, cînd se produce asocierea, de exemplu procesului de defosforare a băilor de oțel (fig. 5).

Solubilitatea selectivă, disocierea și asocierea sînt elementele acțiunilor reciproce zgură-baie. În toate cazurile difuzia [2] intervine ca factor cinetic, împreună cu influența greutății specifice a unor constituenți, cît și împreună cu agitația mecanică, prin care se intensifică contactul (se mărește suprafața specifică de contact) dintre baie și zgură.

3. *Tehnologia lucrului cu zgurele. Principii.* Prin acțiunile metalurgice întreprinse, impuritățile din baie sînt, sau trebuie să devină, insolubile în baia metalică și perfect solubile în zgură — fie direct, așa cum sînt, fie sub formă de compuși sau de ioni ai lor. În acest scop se va folosi, pentru reglarea solubilității, fie mecanismul fizic, fie cel chimic — deci fie zgure avînd o mare putere de dizolvare (zgure fizice), fie zgure avînd o mare putere de acțiune chimică, de combinare (zgure chimice) — eventual succesiv, ca în exemplul dat al defosforării băilor de oțel (fig. 5).

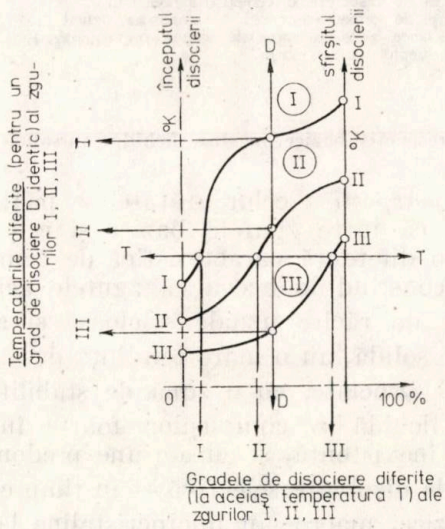


Fig. 6. Schema specificului de disociere a zgurelor (sau a topiturilor de săruri) de tip bazic (*I*), intermediar (*II*) sau acid (*III*)

4. *Structura zgurelor.* După teoriile mai vechi (Schenk), zgurele lichide conțin în stare de soluție compuși definiți, care se formează pînă la proporția maximă permisă de legea acțiunii maselor — dovadă existența lor în zgurele solidificate, reci. După teoriile mai noi (Esin și Geld), toate zgurele lichide sînt disociate în mare parte pînă la ioni simpli. Se apreciază că adevărul constă probabil în sinteza ambelor teorii — ambele procese manifestîndu-se în realitate simultan, proporțiile putînd fi diferite (fig. 6).

Zgurele lichide reale vor fi toate parțial disociate, în sensul că, la o anumită temperatură, unii compuși din zgură vor fi total sau parțial disociați, iar restul deloc. Aceasta este o distribuție orizontală a neuniformității gradului de disociere (fig. 6).

Pe lîngă aceasta, mai există și o distribuție verticală a neuniformității gradului de disociere— în sensul că o anumită zgură, de o anumită compoziție, cristalină în stare solidă, poate trece prin toate stările : de la disocierea nulă la disocierea totală, atunci cînd parcurge scara temperaturilor de jos în sus—sau invers, de la disocierea totală la disocierea nulă, atunci cînd parcurge scara temperaturilor de sus în jos (fig. 6).

Aceasta înseamnă că, dacă în stare solidă o anumită zgură este alcătuită și din cristale de compuși definiți, în cursul topirii aceștia se conservă ca atare în și stare lichidă, aproximativ pînă la temperatura lichidus — și posibil chiar peste aceasta, într-o zonă de temperatură de lățime variabilă cu compoziția zgurei, zonă eventual lărgită în dreptul compozițiilor eutectice (fig. 7). La creșterea temperaturii, crește și gradul de disociere, eventual pînă la valoarea maximă posibilă, adică pînă la disocierea totală.

Principial în același mod, dar în sens invers, se schimbă caracterul acelei zgure la răcirea de la temperaturi înalte, de supraîncălzire puternică deasupra lui lichidus, adică : pornind de la un grad de disociere înalt, odată cu scăderea progresivă a temperaturii se va produce și asocierea progresivă a ionilor, ajungîndu-se în vecinătatea temperaturii lichidus la constituirea compușilor, a căror existență se constată apoi indubitabil în starea rece, solidificată, a zgurei.

Acești compuși trebuie neapărat să se formeze undeva pe drumul parcurs de zgură de la starea de disociere avansată, existentă la nivelul temperaturilor relativ ridicate (în raport cu temperatura lichidus respectivă), către starea complet solidificată, rece, cînd existența compușilor apare evidentă. Se apreciază că această recombinare a ionilor în compuși definiți este mult mai ușor de realizat în starea topită a zgurei (respectiv în domeniul bifazic), cînd mobilitatea particulelor și difuzia [2] sînt mult ușurate față de situația existentă în stare solidă, cînd, deși formarea compușilor este foarte posibilă din punct de vedere termodinamic, frînarea cinetică a procesului interzice, totuși, practic realizarea lui în aceste condiții.

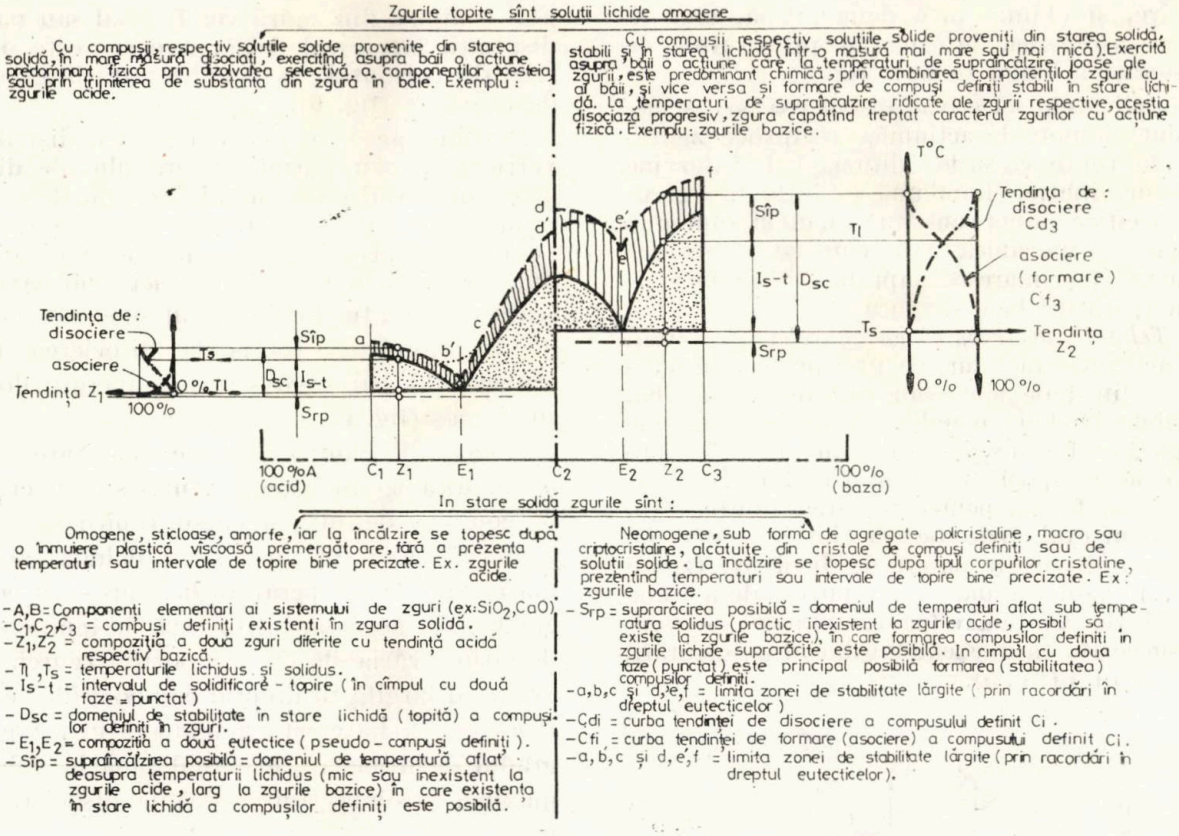


Fig. 7. Schema structurii și a reactivității specifice a zgurelor acide, respectiv bazice, în stare lichidă sau solidă

Din punctul de vedere al reactivității zgurei — reactivitate strict condiționată de starea ei lichidă — reconstituirea în starea solidă a compușilor din ionii lor reprezintă un proces inoperant și în consecință și neinteresant, din orice punct de vedere — spre deosebire de formarea, în condiții de stabilitate, a compușilor în zgurele lichide, proces care poate avea o importanță practică foarte mare (fig. 5).

În funcție de caracterul structural al zgurelor lichide, variabil cu compoziția și temperatura, se schimbă firește și tipul predominant al mecanismului de interacțiune cu baia metalică, fizic sau chimic.

Natura acestui caracter poate fi apreciată — ipotetic — după lățimea domeniului de stabilitate (fig. 7) al compușilor definiți în starea lichidă a zgurei, domeniu care principial trebuie să existe la orice zgură. La una și aceeași zgură este deci principial posibil ca la temperaturi de supraîncălzire puternice să predomine caracterul fizic, la supraîncălziri slabe este posibil să predomine caracterul chimic. Comportarea fosfatului de fier, stabil în zgurele bazice la temperaturi joase, instabil la cele înalte, pare a confirma părerile expuse mai sus.

Din *perspectiva* celor arătate, se poate presupune că între zgurele bazice și cele acide există o diferență caracteristică de comportament, constînd în aceea că zgurele acide, la vitezele de răcire uzuale sticloase și amorfe în stare solidă, au o mare tendință de a forma topituri disociate, cu o zonă de stabilitate în starea lichidă a compușilor foarte îngustă, practic inexistentă, și cu acțiune predominant fizică, de dizolvare selectivă — în timp ce zgurele bazice, macro-sau microcristaline la rece, au o tendință puternică de a acționa în stare lichidă după mecanismul chimic, ele posedînd de regulă un domeniu relativ larg de stabilitate în starea lichidă a compușilor definiți, aceste zgure disociind mai greu și numai la supraîncălziri mai importante decît cele acide.

Cele arătate mai sus se aplică principial și la studiul topiturilor de săruri — folosite ca medii de încălzire sau de răcire, active (reactive) sau pasive (de protecție), ca, de pildă, în tratamentele termofizice și termochimice — precum și la studiul influenței gradului de supraîncălzire a fontelor topite asupra stabilității germenilor de carbură, respectiv de grafit, în starea lichidă a fontelor.

Rezumat

The metallurgical slags, serving to extract impurities from metallurgical baths, are basic or acid mixtures of metallical or nonmetallical oxides, which react in the liquid state with the metallurgical bath, by exchange of substance in both senses, forming liquid solutions, which react predominantly physically or forming, within the bath or the salg, new chemical compounds, in this case the relation being predominantly chemical — the resulting compounds being able to deomnstrate one limited stability in the liquid slags, precisely in a certain domain of a light overheating above the liquidus—temperature — larger for basic, smaller or inexistent for acid slags. These compounds are dissociating at higher temperatures — a fact to take into consideration when accomplishing an extraction from the slag under the form of a chemical compound. It is admitted that the chemical compounds, identified in solid state, in the cold, crystallised slags, are formed during cooling, in the liquid domain. The impurities from the bath will be or will become soluble in the selected slag such as thase are or dissociated or under the form of a new compound, formed within the bath or the slag. The author points out the technical and economical advantages offered by the fractioning of slags, instead of a single but much voluminous slag.

BIBLIOGRAFIE

[1] Wanyorek, C. *Tehnologia afinării metalelor prin extracții repetate cu zgure adecvate.* În: Metalurgia și Construcția de Mașini, R.P.R., nr. 8, 1955, p. 29 — 32.

[2] Wanyorek, C. *Difuzia în procesele de dizolvare—precipitare, de creștere și coagulare a fazelor disperse. Fluctuația în procesele evolutive.* Institutul politehnic din Timișoara, dec., 1981.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ — Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1984

Interacțiunea carburilor cu topiturile de nichel, p. 1 — Legitățile oxidării manganului în convertizorul cu oxigen cu insuflare combinată, p. 4 — Influența structurii grupărilor de anioni asupra energiei legăturii siliciu-oxigen, p. 6 — — Dizolvarea soluțiilor solide în cazul absenței transferului de masă intern, p. 11 — Conversia catalitică a gazelor naturale de fierul redus, p. 13 — Alcătuirea unui model matematic pentru procesul de umectare a încărcăturii de aglomerare, p. 15 — Posibilitatea de obținere a peletelor din deșeurile rezultate de la fabricarea nichelului, p. 19 — Influența temperaturii tratamentului termic al oxidului de fier asupra capacității de reacție a acestuia, p. 23 — Posibilități suplimentare de conducere a formării suprafeței încărcăturii în furnal, p. 26 — Metode de realizare a protocoalelor sistemului automatizat de comandă a întreprinderilor metalurgice, p. 29 — Studierea și calcularea procedeului de uscare a peletelor în condiții izotermice, p. 33 — Comportarea carbonului în cadrul unui ciclu complet de prelucrare a peletelor de minereu de fier în pulberi de fier pur, p. 39 — Determinarea rapidă a concentrației de aluminiu, p. 41 — Micșorarea evacuărilor în cazul suflării șarjelor elaborate în convertizor cu jeturi cu structură gazodinamică variabilă, p. 46 — Influența convecției în lingoul care se solidifică asupra formării defectelor de licuație, p. 49 — Studierea procesului de turnare a oțelului semicalmat sub zgură, p. 53 — Cercetarea numerică a proceselor hidrodinamice și termofizice la turnarea pe sus a oțelului, p. 56 — — Diametrul zonei de interacțiune în cazul insuflării pe sus, p. 59 — Parametrii focarului momentan de deformare la laminarea planetară, p. 63 — Modelarea matematică a procesului de modificare a formei țevilor laminate la rece, de mare precizie, p. 66 — Tensiunile de trefilare a sîrmei în filiere cu role, după schema de calibrare cerc-oval-cerc, p. 70 — Repartizarea temperaturii înaintea presării în cazul prerăcirii părții frontale a lingoului, p. 73 — Influența acoperirii cu Cd-Zn asupra deformării plastice a fierului Armco, p. 78 — Deplasarea benzii subțiri pe rolele transportorului de evacuare, p. 81 — Mărirea stabilității procesului de laminare-tragere la laminoarele cu cilindri de sprijin și de acționare, p. 85 — Cristalizarea aliajelor amorfe din sistemul $Fe_{80}P_xC_{20}-x$, p. 88 — Cercetarea neomogenității de structură în aliajul amorf de nichel-fosfor, p. 92 — Influența emiterii de impulsuri laser asupra calității suprafeței oțelului SH15, p. 94 — Uniformizarea microstructurii oțelului 38H2MInA, p. 97 — Nitrurarea oțelului martensito-austenitic îmbătrînibil N26InT2B, p. 101 — Cercetarea formării unui strat de carburi pe oțelul cu conținut scăzut de carbon, cromat sub vid, p. 103 — Cinetica dezvoltării zonei cu fază dublă la topirea aliajelor metalice omogene, p. 106 — Răcirea lingotierelor turnate pentru lingourile destinate forjării, p. 109 — Microlicuația elementelor în fonta cu ytriu de înaltă rezistență, p. 112 — — Stabilirea intensității admisibile a încălziri metalului, p. 115 — Studierea suporturilor cu pernă de gaze pentru cuptoarele de tragere, p. 119 — Modelarea matematică a regimurilor de temperatură în cazul unei circulații discrete în flux a materialului în cuptoare, p. 123 — Conducerea optimă a încălzirii metalului în cuptoarele cu schimb de căldură în interior, p. 126 — Stabilirea vitezei de topire a prealiajelor de crom și mangan în oțelul lichid, p. 130 — — Grătar îmbunătățit de tip cauper, p. 132 — Cercetarea pe model a umplerii dispozitivului de luare a probei cu admisiunea metalului prin partea de jos, p. 135 — Algoritmi de determinare a complexității relative a semnalelor dinamice, p. 138 — Cementarea în aliajul amorf $Fe_5Cc_{70}Si_{15}B_{10}$, p. 145 — Cinetica absorbției azotului din aer de către topiturile de fier, p. 146 — Metodica de stabilire a gradului de oxidare a oțelului de convertizor cu conținut scăzut de carbon, p. 147 — Modificarea proprietăților fizice și a calității oțelului la suflarea cu argon în oală, p. 148 — Permeabilitatea la azot a zgurelor cu conținut de vanadiu, p. 149 — Condiții de eliminare a incluziunilor nemetalice în cazul introducerii în oțel a metalelor de pămînturi rare, p. 150 — — Ecuația plasticității metalelor poroase și liniarizarea acesteia, p. 151 — — Curgerea metalului la laminarea semifabricatelor în relief, în cilindri netezi, p. 153 — Influența materialului dornului asupra calității suprafeței interioare a țevilor din molibden, p. 154— — Clasificarea profilelor pentru construcții de mașini în sistemul de pregătire automatizată a proceselor tehnologice de presare, p. 155 — Fenomene de contact electrice în aliajele cu fier și carbon, p. 156 — Influența regimului de tratament termic asupra rezistenței la uzură a rolelor pentru alimentarea sîrmei sudate, p. 156.

Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1984

Influența MgO asupra proprietăților paletelor tratate în întregime cu fondanți, din concentrate de minereu de fier cu conținut mare de siliciu, p. 4 — Peletizarea încărcăturilor de granulație fină, p. 8 — Încărcarea furnalelor cu un nivel variabil al încărcăturii, p. 10 — Mărirea rezistenței căptușelii cauperelor furnalelor, p. 12 — Elaborarea tehnologiei căptușelii cauperelor furnalelor, p. 12 — Elaborarea tehnologiei de turnare continuă a oțelului semicalmat pentru fabricarea tablei subțiri, p. 16 — Îmbunătățirea calității bimetalului obținut prin metoda turnării continue, pentru construcția de mașini agricole, p. 17 — Perfecționarea tehnologiei de fabricație a oțelurilor cu trei straturi pentru cormana plugurilor, p. 19 — Îmbunătățirea proprietăților zgurelor cu conținut de fosfor, utilizate ca îngrășăminte în agricultură, p. 20 — Rezerve de micșorare a capacității de absorbție a energiei în producția de oțel, p. 23 — Îmbunătățirea calității sleburilor turnate continuu, p. 25 — Studierea formării, cu ajutorul metalelor de pământuri rare, a structurii lingoului, p. 27 — Afinarea fontei aliate natural în convertizorul cu suflare laterală a oxigenului, p. 32 — Elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu arc de mare putere, cu încărcătură formată din fontă și pelete de fier, p. 34 — Turnarea oțelului înalt aliat de construcții în lingouri cu masa de 4,5 t cu parametri îmbunătățiți, p. 36 — Producția și utilizarea feroaliajelor cu conținut de bariu, p. 38 — Turnarea bimetalului rezistent la uzură pentru construcția de mașini agricole, p. 41 — construcția de mașini agricole, p. — Îmbunătățirea calității laminatelor pentru mașinile agricole de secerat, p. 44 — Studierea capacității de deformare a lingourilor mari pe blumingul 1500, p. 45 — Îmbunătățirea scoaterii fișelor din rulouri de tablă laminată la rece pe agregate de tăiere longitudinală, p. 48 — Reducerea consumului de metal la fabricarea osiilor tubulare de vagoane, p. 52 — Asimilarea laminării profilelor 4T și 5T pentru căptușeala de blindare cu bile a morilor de la laminorul 450, p. 54 — Analiza apariției defectelor de suprafață la benzile din oțel înalt aliat, o. 55 — Îmbunătățirea calității suprafeței profilelor în cazul decapării cu acizi, p. 57 — Situația și căile de perfecționare a tehnologiei de fabricație a metalului de calitate pentru refularea la rece, p. 58 — Eficiența comparativă a producției de țevi profilate și a profilelor sudate închise pentru construcția de mașini agricole, p. 60 — Asimilarea producției de țevi cu demontare rapidă pentru sistemele de irigație, p. 61 — Tipuri eficiente de produse din metal pentru agricultură, p. 63 — Profile fasonate noi pentru construcția de mașini agricole, p. 65 — Calcularea adîncimii optime a calibrului la laminarea la rece a benzii în cilindri, p. 67 — Elaborarea și asimilarea producției de tablă cu duritate diferită pentru cutii de conserve, p. 68. — Asimilarea producției și proprietățile țaglei pentru țevile din oțel O3H17N14M3 pentru instalațiile de uree, p. 71 — Oțel rezistent la coroziune în trei straturi pentru mașini agricole, p. 74 — Elaborarea oțelului fără conținut de nichel de înaltă rezistență și rezistență la coroziune pentru construcții și construcții de vagoane, p. 77 — Tratament termic de decarburare a țevilor din oțel tip H18N101, p. 81 — — Tratarea sistemică în vederea stabilirii eficienței sistemelor automatizate de comandă, p. 83 — Direcțiile de bază ale dezvoltării și ale progresului tehnic în domeniul transportului în întreprinderile siderurgice, p. 86 — Tratamentul termic lucios al benzii în atmosferă de hidrogen, p. 87 — Cercetări comparative cu privire la țesăturile pentru filtrare la desprăfuirea gazelor obținute la elaborarea feromanganului cu conținut de carbon p. 91.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 3, 1984

Cocseria de la uzina de la Annaba a Societății SIDER, fosta Societate Națională de Siderurgie (Algeria), p. 183 — Amenajări posibile pentru încălzirea la caupere. Componente de recuperare a căldurii la societatea Sacilor, Sollac, p. 197 — Desulfurarea fontei prin injectarea calciului, p. 213 — Evoluția și controlul conținuturilor de azot și hidrogen din oțel, în funcție de procedeul de elaborare a oțelului la Grandrange, p. 223 — Cuptor electric cu arc cu curent continuu, p. 237 — Echipamentele de automatizare de la turnarea continuă a blumurilor la uzina de la Grandrange, p. 247 — O nouă metodă în domeniul cuptoarelor de reîncălzire : cuptorul cu lonjeroane decalate, p. 257.

Revue de Metallurgie— C.I.T., Franța, nr. 4, 1984

Evoluții recente în domeniul aglomerării la uzina de la Taranto, p. 277 — Generatoarele de vid, p. 287 — Echipamente pentru capul mașinii de turnare continuă de la Societatea Solmer, p. 299 —Analiza matematică și experimentală a transferului termic la solidificarea centrifugală orizontală a oțelurilor slab aliate, p. 309 — Oțelurile inoxidabile austenito-feritice. Noi dezvoltări bazate pe cincizeci de ani de experiență, p. 321 — Studiul funcționării interne a furnalului cu ajutorul noilor captatoare, p. 335 — Procedeu de laminare parțială a inimii pentru fabicarea grinzilor H din brame, p. 343.

Revue de Metallurgie — C.I.T., Franța, nr. 5, 1984

Îmbunătățiri realizate pentru a doua companie a furnalului nr. 5 de la uzina din Taranto, p. 369 — Creșterea procentului de fier vechi în convertizor. Rezultate obținute într-un convertizor cu insuflare prin fund, p. 385 — Creșterea procentului de fier vechi în convertizor. Noi metode aplicate la oțelăria de la Mondeville, p. 391 — Creșterea procentului de fier vechi în convertizor. Starea actuală a dezvoltării procedeelor LBE și ALCI și influența lor asupra capacității de încărcare a fierului vechi asupra calității oțelurilor elaborate p. 399 — Proprietăți de tenacitate și de puritate legate de sudarea tablelor groase din oțeluri de construcție cu ajutorul unui fascicul de electroni, p. 405 — Procedeul ELVAC la Societatea Daido Steel, p. 415 — Funcționarea noii mașini combinate de brameblumuri și calitatea produselor la uzina de la Wakayama, p. 425 — Producția de plăci pentru construcțiile din largul mării cu ajutorul procedeului de răcire accelerată în flux, p. 437 — Dări de seamă de la recentele Seminarii CESID, p. 443 — Dare de seamă de la Sesiunea 11 a Congresului de la Tokio (15 — 18 noimebrie, 1983), p. 451.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 6, 1984

Date recente privind funcționarea și durata de viață a furnalului din Japonia, p. 425 — Evaluarea deplasării fisurii deschise și rezistenței la ruperea prin fragilizare în zonele cu tensiune concentrată, p. 435 — Analiza spectrochimică cu laser a C, Ci și Mn din oțelul solid, p. 455 — Analiza spectrochimică directă cu laser a C, Si și Mn în fonta lichidă, p. 463 — Reducerea tensiunilor reziduale în grinzile H laminate la cald, p. 471 — Studierea teoretică a noii metode de măsurare a grosimii filmului din pulbere la turnarea continuă, p. 478 — Noi metode de control al distribuției încărcăturii la încărcarea cu clopot, p. 482 — Punerea la punct a peletelor compozit reci pentru obținerea silicomanganului, p. 492 —Determinarea cantitativă a urmelor de bor în oțel cu ajutorul spectrometriei de emisie cu plasmă cuplată inductiv, utilizînd boratul de metil ca material distilat, p. 498 — Prevederea și controlul erupției zgurei în convertizoarele cu insuflare de oxigen, utilizînd sistemul cu supapă cu microunde, p. 502 — Sistem de agitare electromagnetică pentru mașinile de turnare a blumurilor și țaglelor, p. 503 — Măsurarea solicitării rolelor de la mașina de turnare continuă, p. 504.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia nr. 7, 1984

— Defosforarea fontei lichide cu ajutorul fondanților pe bază de CaF_2, p. 509 — Cinetica transferului de carbon și oxigen de la amestecul de $CO-CO_2$ la fonta topită, p. 519 — Influența conținutului de oxigen din fonta topită asupra tensiunii de interfață între fonta topită și zgură, p. 522 — Procentul de dizolvare a dolomitei arse în zgurele topite de $FeO-CaO-SiO$, — p. 532 — Metodă complet automatizată de insuflare în convertizorul cu oxigen,

p. 540 — Dezoxidarea lingourilor din oţel slab aliat în timpul retopirii electrice sub zgură, p. 547 — Sudabilitatea oţelului inoxidabil feritic cu 18% crom, cu adaos de titan, p. 557 — Influenţa conţinutului de sulf asupra posibilităţii întîrzierii apariţiei fisurii la oţelurile de înaltă rezistenţă pentru bolţuri, p. 566 — Caracteristicile şi controlul suprafeţei oţelului — Structura şi proprietăţile, p. 573— Utilizarea cilindrilor cu coronament variabil la laminorul de benzi la cald, p. 584 — Sistem automat de control al calibrării la alimentarea laminoarelor tandem la rece, p. 585 — Determinarea nedistructivă, automată şi rapidă a granulaţiei oţelurilor austenitice inoxidabile prin difracţie cu raze X, p. 586

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, vol. 24, nr. 8, 1984

Aspectele fizico-chimice ale reacţiilor din cadrul proceselor de elaborare a fontei şi oţelului, p. 591 — Influenţa alcaliilor asupra comportării la reducere a peletelor acide de minereu de fier, p. 612 — Insuflarea cărbunelui pulverizat în furnalele cu presiune ridicată, p. 622 — Producerea oţelului inoxidabil cu conţinut scăzut de fosfor printr-un procedeu de defosforare de reducere, p. 631 — Influenţa microstructurii şi texturii asupra tenacităţii barelor din oţel obţinute prin laminare controlată, p. 639 — Microstrucura şi proprietăţile mecanice ale oţelului bifazic produs prin recoacerea intercritică a martensitei, p. 648 — Studiul prin transmisie Kassel a formării grăunţilor mari, după recoacerea intermediară a oţelurilor cu siliciu cu grăunţi orientaţi, p. 655 — Caracterizarea şi controlul suprafeţelor oţelului (II). Analiza, p. 663 — Sistem automat de control al suprafeţei sleburilor laminate la cald pe baza metodei de prelucrare a imaginii în timp real, p. 675 — Sisteme de răcire controlată pentru tablele groase laminate la cald, p. 676 — Echipament de testare cu ultrasunete a tuturor secţiunilor transversale ale barelor rotunde, p. 677 — Încercare de împiedicare a propagării fisurii în cazul fisurilor de fragilizare deosebit de lungi din tablele groase din oţel, p. 678.

Steel Times International, Anglia, nr. 3, 1984

Oţelăriile din zona Chicago : Bethlehem Steel; Burns Harbor Plant; US Steel Corporation; Gary Works Interlake Inc., Iron and Steel Division; Inland Steel Company; Indiana Harbor Works; LTV Steel Indiana Harbor Works; A Finkl & Sons — Pionierii metalurgiei în oală; LTV Steel, uzinele South Chicago, p. 13 — Insuflarea de cărbune granular la furnalele uzinei Scunthorpe, firma Birtish Steel Corporation, p. 35 — Sistemul Kobelco de insuflare a cărbunelui pulverizat, p. 40 — Reducerea directă pe bază de cărbune în procedeul Inmetco şi tehnologia de topire, p. 44 — Primele rezultate ale maşinii combinate de turnat sleburi-blumuri de la uzina Cockerill Sambre, p. 49 — Un procedeu de metalurgie secundară flexibil dezvoltat de Mannesmann Demag, p. 55 — Modernizarea metalurgiei în S.U.A. — mai multe fuziuni, miniuzine, cercetare şi dezvoltare, p. 57 — Sisteme de control la laminoarele de bare şi vergele în prezent şi în perspectivă, p. 62 — O instalaţie pentru inducţie a sleburilor pusă în funcţiune recent la uzina Lulea a firmei SSAB, p. 66.

Metal Progress, S.U.A., nr. 2, 1984

Dezvoltări esenţiale ale materialelor care împiedică uzura, p. 23 — O abordare sistematică a analizei metalurgice a fisurării, partea a III-a, p. 33, — Prelucrarea cu laser a metalelor, p. 43 — — Soluţii la nivel de laborator pentru problemele de uzură în absenţa lubrifierii, p. 57.

Metal Progress, S.U.A., nr. 3, 1984

Adezivi şi tehnologia de fixare, p. 19 — Avantajele metalelor placate pentru contacte electrice/electronice, p. 25 — — De ce inducţia durifică cilindrii maşinii de îndreptat AISI 52100, p. 33

Ogneupori, nr. 7, U.R.S.S., 1984

Cerinţe faţă de refractarele din corindon, utilizate la creşterea monocristalelor de leucosafir, p. 9 — Cercetarea degradării termice a materialelor refractare prin utilizarea metodei acustice de emisie, p. 15 — Obţinerea şi proprietăţile materialelor din zirconiu, cu porozitate ridicată, p. 20 — Stabilirea condiţiilor de depunere a hidroxizilor de zirconiu şi de ytriu, p. 25 — Metoda de calculare a erorii admise de dozare a barbotinei în cadrul procedeelor de amestecare, p. 27 — Studierea argilelor şi caolinului din zăcămîntul de la Severo-Polojsk, p. 29 — Lucrări de perforare-împuşcare la straturile subţiri de gresie cuarţoasă, p. 32 — Deshidratarea depunerilor apelor de recirculaţie de la uzina de refractare Zaporojie, p. 34 — Cauzele traumatismelor în producţia de refractare şi căile de micşorare a acestora, p. 36 — Încercări la banc ale blocurilor mari din beton aluminosilicatic, p. 44—Acoperiri monolitice de protecţie a căptuşelii distribuitoarelor de la maşinile de turnare continuă a semifabricatelor, p. 49 — Şablon cu volum reglabil pentru căptuşeala monolit a oalelor, p. 52 — — Mărirea rezistenţei pereţilor şi a bolţii cuptoarelor electrice cu arc de 100t, p. 55 — Masă de ştampare din corindon cu alumină GK, cu cristale fine, p. 57 — Dezvoltarea organizării muncii în acord global şi stimularea muncii la uzina de silica, Pervouralsk, p. 59.

Ogneuopri, U.R.S.S., nr. 8, 1984

Intensificarea producţiei miniere — factor important de economie a resurselor, p. 4 — Corelaţia dintre conductibilitatea electrică a oxizilor şi a energiei de adeziune a acestora faţă de topitura de fier O3JR, p. 15 — Modificarea compoziţiei fazice a materialelor refractare în cazul interacţiunii acestora în cuptoarele de topire a sticlei, p. 17 — — Metoda gradării hidrometrului de materiale refractare, p. 21 — Îmbogăţirea, prin separare electrică a magnezitei, p. 24 — Căi de utilizare raţională a prafului caustic de magnezită, p. 26 — — Blocuri turnate din zgurele rezultate din producţia de feroaliaje, p. 29 — Produse refractare din beton pentru pereţii din partea superioară a cuptoarelor adînci de încălzire, p. 30 — Fabricarea ţevilor şi apărătoarelor de dimensiuni mari de corindon, p. 32 — Regulator analog-numeric cu program, pentru temperatură, p. 34 — Materiale refractare pentru uşile cuptoarelor de cocsificare, p. 38 — Posibilităţi de utilizare industrială a produselor forsteritice din dunit de Kitlîmsk, p. 44 — Mărirea rezistenţei lăncilor imersate în metalul lichid, în sectoarele de desulfurare a fontei, p. 47 — Un nou standard de stat privind metoda acustică de determinare a proprietăţilor produselor refractare, p. 51 — Perfecţionarea fabricării refractarelor şi a condiţiilor de exploatare a acestora în cuptoare electrice cu inducţie şi cu vid de tonaj mare, p. 53 — Perfecţionarea tehnologiei industriale de fabricaţie a periclazului electrotehnic şi îmbunătăţirea calităţii acestuia, p. 55 — Situaţia şi perspectivele dezvoltării industriei materialelor refractare în S.U.A., Japonia şi R.F.G., p. 56.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 2, 1983

Conferinţa de primăvară AISE 1983 — Program preliminar, p. 21 — Dezvoltări în industria siderurgică a S.U.A. şi Canadei în 1982, p. D-1 — Sisteme de control automat la laminorul de benzi la cald, bazat pe controler programabil, p. 29 — Insuflarea şi combustia cărbunelui în furnale, p. 33 — Calcule privind laminarea plană, p. 38 — Dezvoltarea şi aplicarea indicatorului de nivel cu curenţi turbionari la cristalizorul de la turnarea continuă, p. 44 — Frînarea unui dispozitiv de acţionare cu curent continuu, p. 55.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 4, 1983

Tăierea longitudinală a sleburilor la uzinele Lake Erie ale firmei Stelco, p. 17 — Sistemul de control distributiv bazat pe microcomputer, pentru a moderniza un laminor de benzi la cald, p. 22 — Îmbunătăţirea procesului din convertizorul cu insuflare de oxigen, prin insuflare prin fund; procesul NK-CB, p. 26 — Experienţa firmei Dofasco în ceea ce priveşte cilindrii de lucru placaţi cu crom de la laminorul de dresare, p. 32 — Măsuri practice pentru conservarea energiei în operaţiile laminoarelor la cald — firma Rouge Steel Co., p. 35 — Progrese recente în tehnologia de răsucire a cilindrilor, p. 42 — Preîncălzirea

deşeurilor pentru cuptorul electric cu arc, p. 45 — Corcepte de manipulare a materialelor la uzinele Lake Erie ale firmei Stelco, p. 51 — Sistem de control cu microprocesor pentru modernizarea laminorului de benzi de la uzinele Chaparral, p. 56 — Uzina firmei Cabot Co. îşi măreşte producţia de aliaje, p. 61 — Firmele Cabot şi Vallourec vor produce produse tubulare din oţeluri înalt aliate, p. 64.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 5, 1983

Expoziţia fontei şi oţelului 1983 şi Convenţia Anuală AISE, p. 9 — Maşini de rectificare cu viteză mare la firma Copperweld Steel, p. 29 — Tăierea longitudinală a sleburilor turnate la firma Great Lakes Steel, p. 32 — Dezvoltarea unei linii de recoacere continuă multifuncţională pentru tabla de oţel laminată la rece, p. 36 — Proiectarea, construirea şi punerea în funcţiune a unei cocserii moderne, p. 45 — Modernizarea oţelăriei nr. 1 a firmei Dofasco cu ajutorul unui nou sistem cu computer, p. 54 — Stadiul laminoarelor Sendzimir, p. 59 — Mecanizarea sistemului de control al vagonetelor de cale ferată, p. 62 — Nou proces de reducere la elaborarea fontei/feroaliajelor, p. 68.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 6, 1983

Expoziţia de siderurgie 1983 şi Convenţia anuală AISE, p. 17 — Convenţia anuală AISE — lista lucrărilor, p. 23 — Controlul emisiilor halei de turnare a furnalelor de la societatea J & L, p. 29 — Aspectele tehnice şi economice ale maşinilor de turnare continuă orizontală, p. 32 — Studiul pe model a încărcăturii pentru recoacere, p. 39 — Modelul de simulare pentru evaluarea impactului turnării continue la societatea Steelton, p. 46 — Analiza cu calculatorul a tensiunilor din fluxul de metal şi proiectarea trecerii cilindrilor la laminarea barelor, p. 50 — Procesele de reîncălzire şi modificările înregistrate la operaţiile de laminare, în scopul obţinerii economiilor de energie, p. 55 — Cărbunele reconstituit pentru producerea cocsului, p. 63 — Linia de acoperire a benzii pentru societatea John Lysaght, p. 66.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 7, 1983

Proiectarea, instalarea şi punerea în funcţiune a turbinei de detentă pentru recuperarea energiei de la furnalul nr. 7 al societăţii Inland, p. 25 — Noile tehnologii în acţiune, p. 33 — Îmbunătăţirea productivităţii prin automatizarea unui laminor pentru bare de la uzinele Warren aparţinînd societăţii Copperweld Steel, p. 39 — Modernizarea unui cuptor electric cu arc de 140 t aparţinînd societăţii A.F.L. Falck a dus la obţinerea unei producţii aproape duble de oţel, p. 41 — Societatea Sidmar pune la punct un sistem fără contact pentru măsurarea planităţii benzii laminate, p. 45 — Sistem de măsurare fără contact pentru controlul foarfecelor de şutare, p. 55 — Convenţia anuală AISE 1983 — Program tehnic preliminar, p. 65 — Convenţia anuală AISE 1983 — rezumatele lucrărilor care urmează să fie prezentate, p. 77.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 8 1983

Convenţia anuală AISE susţinută în anul 1983 — Programul tehnic, p. 15 — Noile aplicaţii ale laminoarelor perforatoare cu presă şi ale laminoarelor cu dorn de reţinere la societăţile Algoma Steel Corp., TAMSA şi U.S. Steel Corp, p. 27 — Noua uzină Berg Pipe din Panama City şi performanţele sale, p. 36 — Furnale moderne — Partea I : planificarea, proiectarea şi construirea furnalului B de la societatea Mannesmann, p. 41 — Bateria de cocsificare B de la uzinele Clairton aparţinînd societăţii U.S. Steel : o nouă tehnologie de producere a cocsului, p. 52 — Un sistem modern de control prin calculator pentru cuptoarele de reîncălzire, p. 55 — Trecerea în revistă a oţelăriilor LD şi situaţia acestora pe plan mondial în anul 1983, p. 63 — Statistici mondiale privitoare la producţiile de oţel apărute în lucrarea „Lumea oţelului în cifre" editată în anul 1983 de Institutul Internaţional de Siderurgie, p. 71 — Societatea Carpenter va instala un nou atelier de forjare, p. 73 — Un nou tip de cilindru reduce timpii de oprire, p. 75 — Evaluarea cu raze X a depunerilor din gaze de pe conductele cuptoarelor de cocsificare, p. 76.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 9, 1983

Expoziţia de siderurgie şi Convenţia anuală AISE ; ghid şi program — 1983, p. 1 — Un program de îmbunătăţire a metodelor de control al produselor fără sudură, la uzina din Chicago a Societăţii Republic Steel, p. 17 — Un model computerizat pentru prevederea duratelor de încălzire, menţinere şi răcire în cuptorul de recoacere a colacilor de sîrmă, p. 22 — Sistem de control al necesarului de curent electric la uzina Claymont a Societăţii Phoenix Steel, p. 34 — Sisteme de control al emisiilor — o funcţie a cuptorului electric cu arc UHP pentru elaborarea oţelului, p. 39 — Utilizarea unor metode geostatice în rezolvarea problemelor ridicate de emisiile de la sursă, p. 42 — Laminorul computerizat asigură controlul producţiei la firma Dynamet, p. 48 — O nouă metodă de eliminare a prafului de cocs, p. 50 — Recuperarea căldurii din gazele calde, p. 51 — O nouă metodă pentru controlul nivelului din distribuitor, p. 52.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 10, 1983

Extinderea cuptorului electric : o ameninţare pentru convertizorul cu insuflare de oxigen, p. 17 — O metodă pentru echilibrarea arcului cuptoarelor electrice, p. 22 — Societatea Badische Stahlwerke AG : un minilaminor cu costuri minime, p. 30 — Tratamentul în oală pe baza unei noi metode cu sîrmă cu miez de Ca, p. 35 — Energia în cuptorul cu arc. Echipamente existente şi viitoare, p. 42 — O trecere în revistă a noilor tehnologii utilizate în cuptorul cu arc, p. 45 — Noul laminor integrat la Societatea ISCOTT, p. 48 — Opritor pneumatic pentru zgură la convertizoarele cu oxigen, p. 53 — Tehnologia cu plasmă se impune în Suedia, p. 67 — Utilizarea pe scară largă a unui echipament cu plasmă, p. 69 — Procedeul KR : Producerea fontei lichide şi a gazului reducător cu cărbune, p. 71 — Tehnologiile moderne, p. 73 — Noul sistem de calibrare Kelk reduce pierderile de la debavurarea sleburilor şi tablelor, p. 78.

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONTES KÖNYVTÁRA 1983

ÎNTREPRINDEREA-ANTREPRIZĂ DE CONSTRUCȚII MONTAJE METALURGICE ȘI REPARAȚII

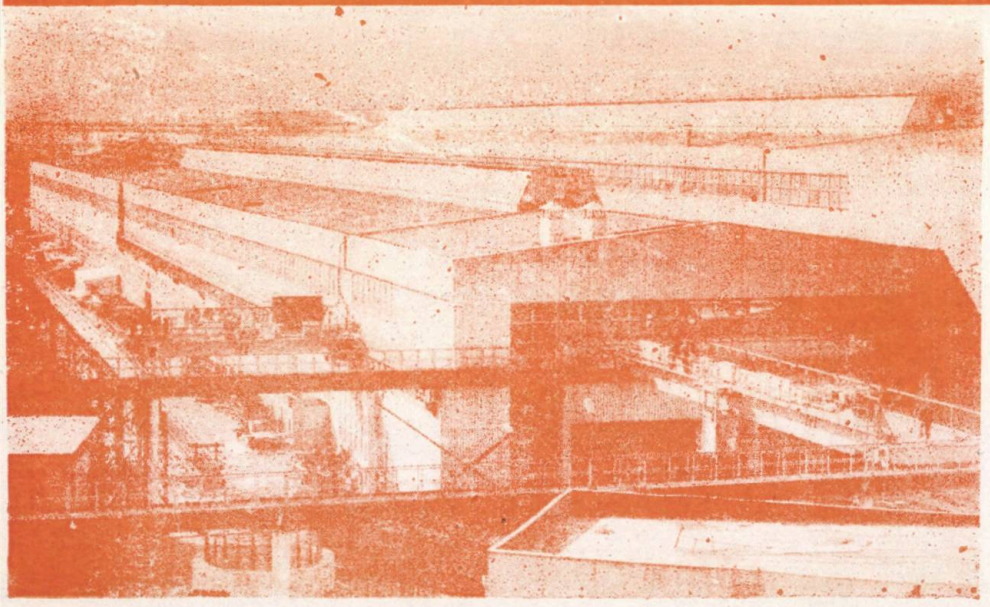
REȘIȚA

În execuţia lucrărilor de construcţii-montaj foloseşte procedee şi tehnologii noi, bazate pe mecanizare intensivă, în scopul ridicării productivităţii muncii şi obţinerii unei calităţi superioare, fiind dotată cu :

- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacitate pînă la 140 t;
- o gamă multiplă de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare;
- instalaţii de prefabricare a elementelor de beton;
- instalaţii de sortare pentru obţinerea agregatelor necesare întregii producţii de beton fabricate în întreprindere

EXECUTĂ lucrări de construcţii-montaj specifice combinatelor siderurgice:

- Laminoare
- Furnale
- Baterii de cocsificare
- Fabrici de dolomită
- Oţelării Martin
- Fabrici de oxigen
- Instalaţii electrice de mecanizare şi automatizare
- Lucrări de CF şi drumuri
- Montaje de cuptoare pentru produse refractare
- Hale pentru construcţii metalice şi utilaj metalurgic



Str. 6 Martie, tel. 12950; 13186
Telex : 74218
REŞITA

1985 MAY 30

E 3280

Kohászat

R 1985 JUN 2 0

METALURGIA

4

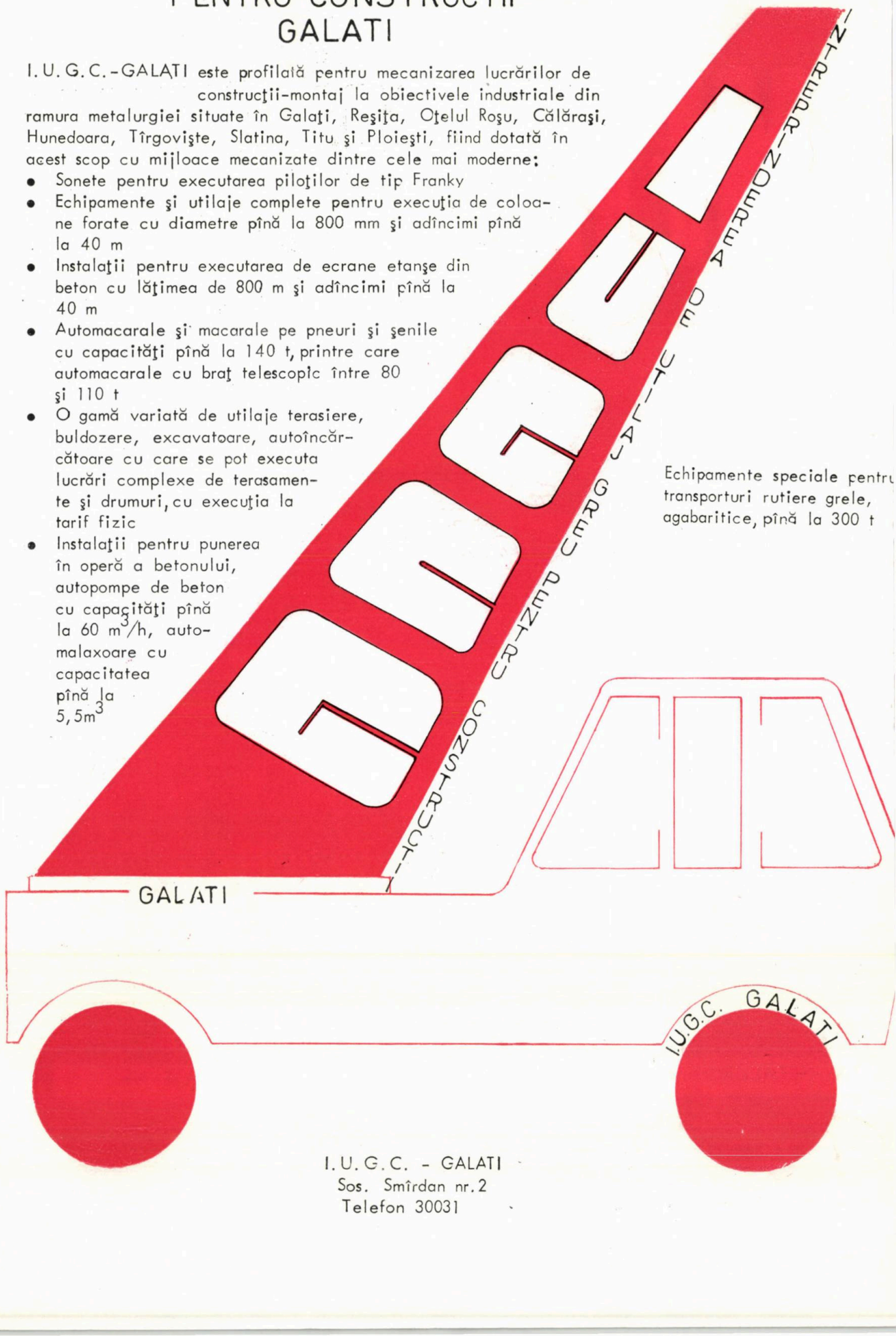
METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 4 • APRILIE 1985

INTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCTII GALATI

I. U. G. C. - GALAŢI este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcţii-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galaţi, Reşiţa, Oţelul Roşu, Călăraşi, Hunedoara, Tîrgovişte, Slatina, Titu şi Ploieşti, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne:

- Sonete pentru executarea piloţilor de tip Franky
- Echipamente şi utilaje complete pentru execuţia de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- Instalaţii pentru executarea de ecrane etanşe din beton cu lăţimea de 800 m şi adîncimi pînă la 40 m
- Automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacităţi pînă la 140 t, printre care automacarale cu braţ telescopic între 80 şi 110 t
- O gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care se pot executa lucrări complexe de terasamente şi drumuri, cu execuţia la tarif fizic
- Instalaţii pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacităţi pînă la 60 m^3/h, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3

Echipamente speciale pentru transporturi rutiere grele, agabaritice, pînă la 300 t



I. U. G. C. - GALAŢI
Sos. Smîrdan nr. 2
Telefon 30031

METALURGIA

Anul 37 Nr. 4 Aprilie 1985

CUPRINS

Pilly, N. : **Unele solicitări ale căptușelii refractare a conductei inelare de aer cald în timpul exploatării furnalului** 173

Brabie, V., Berceanu, E., Butnariu, I., Geantă, V. și *Bouroș, E.* : **Cercetări privind posibilitățile de tratare în stare lichidă a oțelurilor cu destinație specială** . . 180

*Fleșer, Tr.*și *Brudiu, Ileana* : **Considerații asupra rezervei de utilizare a oțelurilor și extrapolarea rezultatelor încercării la fluaj** 186

Nicolescu, D., Răduceanu, D. și *Teodoriu, A.* : **Cercetări privind măsurarea și studiul forțelor de profilare cu captori de presiune, prin tensometrie electrică rezistivă, în cajele formatoarelor mari de țevi sudate pe generatoare** 191

Nicolae, P. : **Dezvoltări și perspective privind producția de carburi metalice sinterizate** 196

Bălu, Pia, Ciucu, Victoria și *Ciucu, I.* : **Modelarea matematică a aspectelor termice din catodul și straturile izolante ale cuvei de electroliză a aluminiului** . . . 199

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. și *Cristea, Lidia* : **Cercetări privind decantarea borurilor în aliajele deformabile Al-Cu-Mg, modificate cu titan și bor, destinate industriei aeronautice** 202

Săbău, Teodora, Istrate, Gh. și *Ștefănescu, Fl.* : **Cercetări privind formarea aderențelor pe suprafața pieselor turnate** 205

Firoiu, C., Constantinescu, Maria, Badea, Teodora, Nicola, Maria și *Șerbănescu, C.* : **Studiul acțiunii unor inhibitori anorganici asupra coroziunii oțelului carbon în apă** 209

Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia, Iulian, Olga, Bălăceanu, Anca și *Vovc, M.* : **Comportarea la coroziune în medii de acizi minerali a fontelor nodulare și Ni-rezist** 217

DOCUMENTARE 222

REVISTA REVISTELOR 179, 185, 190, 201, 204

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA. CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Redactor : G. COJOCARIU

Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„I. P. „Informația" — c. 1074

CONTENTS

DC : 669.162.28

Pilly, N. : **Certain solicitation suffered by the refractory lining of bustle pipe during blast furnace operation**

The author analyses the usual and casual solicitations to which the brickwork of the brustle pipe during the operation campain is submitted, especially the combustion of fuel gas in the bustle pipe of the shut down blast furnace, the combustion of natural gas in the bustle pipe during blast furnace operation, the wrong measurement of hot blast temperature, the modification of the brick chemical analysis and the thermal shock.

The author suggests measures to increase the durability of refractory lining.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 173–179

DC : 621.794 : 669.15–194

Brabie, V., Berceanu, E., Butnariu, I., Geantă, V. and *Bouroș, E.* : **Researches on the ways of liquid state treatment of steels for special use**

The improvement of the quality of steels is related to the achievement of higher characteristics, typical for every steel class.

From this point of view, the purity degree in nonmetallic inclusions, especially for the steels submitted to fatigue and wear stress, is a very important matter. Nonmetallic inclusions may represent the begining of certain local crackings which penetrate deeper and deeper and extend on large areas during operation. This often entails the earlier removal of the parts submitted to high temperatures in corrosive media.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 180–185

DC : 620.172.251.226

Fleșer, T. and Brudiu, Ileana : **Considerations on the additional possibilities of steel utilization and the extrapolation of the creep test results**

This paper deals with the creep test results obtained after using several extrapolation methods. Three heats of the 12 H1MF type steel and a heat of the K15 type steel have been tested.

After determining the technical resistance for a duration of 10 000 and 20 000 hours respectively, relevant differences among the methods used within this test are pointed out. The necessity of correlating extrapolation conditions with actual working and testing conditions is evaluated.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 186–190

DC : 621.774.2

Nicolescu, D., Răduceanu, D. and *Teodoriu, A.* : **Researches concerning profiled force measurement and study with pressure transducers by resistive electric stress relieve method in the heavy duty rolling mills for longitudinal welded pipes**

On the heavy duty rolling mills the profiled forces are not possible to be measured directly. As result, a methodology for force measurement by the pressures from the pneumatic-hydraulic dampers of the rolling stand was issued. From the study of the values obtained, some factors of influence have been found and a new designing for this type of machine is given.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 191–195

DC : 621.762

Nicolae, P. : **Developments and prospectives of the production of sintered metal carbides**

The paper presents the present state of the production of sintered metal carbides in Romania and the main development trends aiming at satisfying the requirements of the national economy.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 196–198

DC : 541.135 : 669.71

Bălu, Pia, Ciucu, Victoria and Ciucu, I. : **The mathematical model of the thermal aspects in the cathode and in the insulated layers of aluminium electrolysis bath**

In the paper the authors analyse the aluminium bath energy balance from the point of view of the description of parameters which lead to the estimation of thermal losses in aluminium electrolysis bath hearth. To this end, the authors describe a unitary mathematical model in order to establish all the thermal parameters of the bath : temperature vertical drop in cathode, thermal flow density, additional heat generated by cathode, maximal temperature and the point coordinate in which this temperature is reached in the cathode.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 199–201

DC : 669.21.8

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. and *Cristea, Lidia* : **Researches on the boride decantation in Al–Cu–Mg wrought alloys modified with titanium and boron, used in aeronautics**

The paper presents the results of the researches of the boride decantation phenomenon in Al–Cu–Mg alloys modified with titanium and boron.

The authors point out the effect of the alloy filtration on the modification degree of aluminium based wrought alloys, which must have a very high purity.

For the analysed alloys certain practical recommandations for the optimum modifier content and maximal melt maintenance time, in order to prevent boride decantation.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 202–204

DC : 621.746.015

Săbău, Teodora, Istrate, Gh. and *Ștefănescu, Fl.* : **Researches on the formation of adherences on the casting surface**

The paper deals with the conditions under which mechanical adherences appear. The authors present the experimental data obtained during casting of variable section samples made of three alloys at different overheating degrees. The authors suggest also a nomogram in order to determine the adherences thickness, according to several parameters. They recommend different ways to improve the quality of the casting surface.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 205–208

DC : 620.193 : 669–14

Firoiu, C., Constantinescu, Maria, Badea, Teodora, Nicola, Maria and *Șerbănescu, C.* : **The study of organic inhibitor action on the carbon speed corrosion in water**

The paper presents potentiostatic studies and gravimetric determinations of steel corrosion speed in water, in the presence of phosphate in organic inhibitors. Binary compositions of disodic phosphate (0,1 g/l) and sodium hexametaphosphate (0,25 g/l) offered the best efficiency (98,93 %), the corrosion speed being very low (0,0009 mm/y).

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 209–216

DC : 620.193.41 : 669.131.7

Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia, Iulian, Olga, Bălăceanu, Anca and *Vovc, M.* : **Corrosion behaviour of nodular and Niresist cast iron in mineral acid media**

The authors studied the corrosion of nodular and Niresist cast iron in H_2SO_4 and HCl media with 0,01–0,5 M concentrations obtained by gravimetric and electrochemical measurements. The determinations pointed out the high corrosion speeds of nodular iron, as compared to those of Niresist iron.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 217–221

INHALT

DK: 669.162.28

Pilly, N. : **Einige Beanspruchungen der feuerfesten Auskleidung der Warmluftringleitung während des Hochofenbetriebs**

Es werden die üblichen und zufälligen Beanspruchungen der feuerfesten Auskleidung der Warmluftringleitung während des Hochofenbetriebs angeführt, hauptsächlich die Verbrennung der Brennstoffgase in der Ringleitung des stehenden Hochofens, die Verbrennung des Erdgases in der Ringleitung während des Hochofenbetriebs, die fehlerhafte Messung der Warmlufttemperatur, die chemische Zusammensetzung der feuerfesten Steine und die Wärmestösse.

Es werden Massnahmen vorgeschlagen für die Verlängerung der Betriebsdauer der feuerfesten Auskleidung.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 173–179

DK: 621.794 : 669.15–194

Brabie, V., Berceanu, E., Butanriu, I., Geantă, V. und *Bouroş, E.* : **Untersuchungen über die Behandlungsmöglichkeit der Sonderstähle in flüssigem Zustand**

Die Verbesserung der Stahlqualität setzt höhere Werte für einige kennzeichnende Eigenschaften jeder Stahlklasse voraus.

Von grossem Interesse ist der Reinheitsgrad bzw. der Gehalt an nichtmetallischen Einschlüsse, besonders bei Müdigkeit und Verschleiss ausgesetzten Stählen. Die nichtmetallischen Einschlüsse können lokale Risse einleiten, die sich während des Betriebes auf grosse Oberflächen ausbreiten und die frühzeitige Ausserbetriebsetzung der Teile bewirken.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 180–185

DK: 620.172.251.226

Fleşer, Tr. und *Brudiu, Ileana* : **Betrachtungen über die Stahlanwendung und die Extrapolation der Ergebnisse beim Zeitstandversuch**

Der Beitrag analysiert die erhaltenen Ergebnisse beim Zeitstandversuch, nach Anwendung mehrerer Extrapolationsmethoden. Es wurden drei Chargen aus 12 H1MF und eine Charge aus K15 Stahl analysiert.

Nach der Bestimmung der technischen Dauerfestigkeit für 10 000 und 20 000 Stunden beobachtet man fühlbare Unterschiede zwischen den angewendeten Methoden. Es wird die Notwendigkeit unterstrichen die Extrapolations-, Anwendungs- und Versuchsbedingungen zu korrelieren.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 186–190

CK: 621.774.2

Nicolescu, D., Răduceanu, D. und *Teodoriu, A.* : **Untersuchungen über die Messung und das Studium der aktiven Profilierkräfte mit Druckgebern in den Gerüsten der schweren Profiliermaschinen für längsgeschweisste Rohre**

Bei den grossen Rohrprofiliermaschinen können die Profilierkräfte nicht direkt gemessen werden. Zu diesem Zweck wurde eine Methode erarbeitet für die Messung der Kräfte durch den Druck pneumatisch-hydraulischer Dämpfer der Gerüste. Die erhaltenen Werte führten zur Bestimmung einiger Einflussgrössen und zu einer neuen Entwurfsmethode für die betreffenden Maschinen.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 191–195

DK: 621.762

Nicolae, P. : **Entwicklungen und Aussichten bei der Herstellung der gesinterten Hartmetalle**

In der Arbeit wird der heutige Stand der Herstellung gesintereter Hartmetalle in der S.R. Rumänien angeführt und die wichtigsten Entwicklungsrichtungen gezeigt, für die Deckung des von der Volkswirtschaft geforderten Bedarfes.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 196–198

DK: 541.135 : 669.71

Bălu, Pia, Ciucu, Victoria und *Ciucu, I.* : **Mathematische Nachbildung der Wärmebilder aus der Kathode und der Isolierschichten des Elektrolysegefässes für Aluminium**

Es wird die Analyse der Energiebilanz des Elektrolysegefässes gemacht, mit Abschätzung der Wärmeverluste durch den Herd. Zu diesem Zweck wurde ein Nachbildungsmodell aufgestellt für die Darstellung aller Wärmekenngrössen des Gefässes; der Wärmeabfall in der Kathode, in senkrechter Richtung; die Dichte des Wärmeflusses; die von der Kathode erzeugte zusätzliche Wärme; maximale Temperatur und die Punktkoordinate in der diese Temperatur erreicht wird.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 199–201

DK: 669.2/.8

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. und *Cristea, Lidia* : **Untersuchungen über die Abscheidung der Boride in den mit Titan und Bor behandelten Al–Cu–Mg Legierungen für die Aeronautik**

Es werden die Untersuchungsergebnisse angeführt über die Abscheidung der Boride in den mit Titan und Bor behandelten Al–Cu–Mg Legierungen.

Die Filtrierrolle wurde hervorgehoben. Die verformbaren Aluminiumlegierungen müssen hochrein sein.

Für die untersuchten Legierungen werden einige praktische Empfehlungen gemacht über den optimalen Gehalt an Behandlungsmittel und die maximale Haltedauer der Schmelze vor dem Giessen, für die Vorbeugung der Boridabscheidung.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 202–204

DK: 621.746.015

Săbău, Teodora, Istrate Gh. und *Ştefănescu, Fl.* : **Untersuchungen über die Bildung von Anhaftungen auf die Oberfläche der Gussteile**

In der Arbeit werden die Bedingungen besprochen in der die mechanischen Anhaftungen auftreten. Es werden die Untersuchungsergebnisse angeführt im Zusammenhang mit dem Giessen einiger Teile aus drei Legierungen bei verschiedenen Überhitzungsgraden Zugleich wird ein Nomogramm aufgestellt für die Bestimmung der Anhaftungstiefe. Es werden Empfehlungen gemacht für die Verbesserung der Oberflächenqualität der Gussteile.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 205–208

DK: 620.193 : 669–14

Firoiu, C., Constantinescu, Maria, Badea, Teodora, Nicola, Maria und *Şerbănescu, C.* : **Studium über die Wirkung von anorganischen Hemmstoffen auf die Korrosion des Kohlenstoffstahls in Wasser**

In der Arbeit werden potentiostatische Studien und gravimetrische Bestimmungen der Stahlkorrosionsgeschwindigkeit in Wasser, in Anwesenheit von anorganischen Hemmstoffen auf Grund von Phosphaten beschrieben. Die Binärzusammensetzungen von Dinatriumphosphat (0,1 g/l), Natriumhexametaphosphat (0,25 g/l) waren die wirksamsten (98,83 %), mit niedrigster Korrosionsgeschwindigkeit (0,0009 mm/Jahr).

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 209–216

DK: 620.193.41 : 669.131.7

Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia, Iulian, Olga, Bălăceanu, Anca und *Vovc, M.* : **Das Korrosionsverhalten der Gusseisen mit Kugelgraphit und Ni-Resist in Mineralsäurenmedien**

Es wurde die Korrosion der Gusseisen mit Kugelgraphit und Ni-Resist in Schwefelsäure- und Salzsäuremedien mit Konzentrationen zwischen 0,01–0,5 M durch gravimetrische und elektrochemische Messungen studiert. Die Bestimmungen haben die grosse Korrosionsgeschwindigkeit der Gusseisen mit Kugelgraphit im Vergleich zu den Ni-Resist bewiesen.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 217–221

SOMMAIRE

CD : 669.162.28

Pilly, N. : **Sollicitations du revêtement réfractaire de la conduite circulaire d'air chaud lors du fonctionnement du haut fourneau**

On analyse les sollicitations normales et accidentelles du revêtement de la conduite circulaire d'air chaud en état de fonctionnement ; le brûlage des gaz combustibles dans la conduite circulaire du haut fourneau arrêté, le brûlage du gaz naturel dans la conduite circulaire pendant le fonctionnement du haut fourneau, la mesure défecteuse de la température de l'air chaud, la modification de la composition chimique des briques et les chocs thermiques.

On propose des mesures visant à prolonger la durée de fonctionnement du revêtement réfractaire.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 173–179

CD : 621.794 : 669.15–194

Brabie, V., Berceanu, E., Butnariu, I. Geantă, V. et *Bouroș, E.* : **Recherches concernant les possibilités de traitement des aciers à destination spéciale en état liquide**

L'amélioration de la qualité des aciers est liée à la réalisation de certaines propriétés supérieures spécifiques pour chaque nuance d'acier.

Le degré de pureté présente un interêt particulier en ce qui concerne les inclusions nonmétalliques, surtout pour les aciers soumis aux sollicitations de fatigue et d'usure. Les inclusions nonmétalliques peuvent constituer le début de certaines fissures locales qui s'accentuent et se propaguent sur de larges surfaces au cours du fonctionnement, en déterminant la mise hors service des pièces qui sont employées aux températures élevées dans les milieux corrosifs.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 180–185

CD : 620.172.251.226

Fleșer, T. et Brudiu, Ileana : **Considérations sur la durabilité résiduelle des aciers et l'extrapolation des résultats de l'essai de fluage**

On étudie les résultats des essais de fluage obtenus après l'utillisation de plusieurs méthodes d'extrapolation. On analyse 3 charges d'acier 12H1MF et une charge d'acier K15.

Après la détermination de la résistance technique pour une durée de 10 000 et 20 000 heures, on remarque des différences sensibles entre les méthodes employées. On apprécie qu'il n'est pas nécessaire de corréler l'extrapolation des résultats avec les conditions d'exploitation et avec celles d'essai.

Metalurgia 37(1985) nr. 4, p. 185 – 190

CD : 621.774.2

Nicolescu, D., Răducanu, D. et Teodoriu, A. : **Investigations concernant l'étude et la détermination des forces à profiler avec des traducteurs à pression par la tensiomètrie électrique résistive dans les cages des grandes machines à façonner les tuyaux à soudage**

Sur les grandes machines à façonner les tuyaux, il n'est pas possibles à mesurer directement les forces à profiler. De ce motif, on à élaboré une méthodologie pour le mesurage des forces par les pressions qui existent dans les amortisseurs pneumo-hydrauliques des cages. L'étude des valeurs ainsi obtennues a fait possible de dépister les facteurs d'influence et d'imaginer d'une nouvelle méthode pour la projection de ces machines.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 191–198

CD : 621.762

Nicolae, P. : **Développements et perspectives de la production des carbures métalliques frittées**

On présente l'étude actuelle de la production des carbures métalliques frittées en Roumanie, de même que les principales directions de développement en vue d'assureer le nécessaire de produits sollicités par l'économie nationale.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 196–198

CD : 541.135 : 669.71

Bălu, Pia, Ciucu, Victoria et *Ciucu, I.* : **La simulation mathématique des aspects thermiques de la méthode et des couches isolantes de la cuve d'électrolyse de l'aluminium**

On analyse le bilan énergétique de la cuve d'electrolyse de l'aluminium sous l'aspect de la description des paramètres qui contribuent à l'évaluation des pertes thermiques par la sole de la cuve d'électrolyse de l'aluminium. On a décrit un modèle mathématique unitaire qui conduit à la détermination de tous les paramètres thermiques de la cuve : la chute de température dans la cathode en direction verticale, la densité de flux thermique, la chaleur supplémentaire produite par la cathode, la température maximale et la coordonnée du point de la cathode ou cette température est atteinte.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 199–201

CD : 669.21.8

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. et *Cristea, Lidia* : **Reserches concernant la décantation des borures dans les alliages déformables Al–Cu–Mg modifiés par titane et bore, pour l'industrie aéronautique**

On présente les résultats des recherches concernant le phénomène de décantation des borures dans les alliages Al–Cu–Mg modifiés par titane et bore.

On met également en évidence le rôle du filtrage des alliages sur le degré de modification des alliages déformables à base d'aluminium qui doivent avoir une pureté très élevée.

Pour les alliages étudiés on fait des récommandations pratiques concernant le contenu optimal des modificateurs et la durée maximale de maintien de la coulée avant la fusion afin de prévenir le décantage des borures.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 202–204

CD : 621.746.015

Săbău, Teodora, Istrate, Gh. et *Ștefănescu, Fl.* : **Recherches concernant la formation des adhérences sur la surface des pièces coulées**

On présente les conditions dans lesquelles apparaissent les adhérences mécaniques. L'article présente les données expérimentales obtenues dans le cas de la coulée de certaines échantillons à section variable, de trois alliages, à différents degrés de surchauffage et un nomogramme pour déterminer l'épaisseur des adhérences en fonction de plusieurs paramètres. On fait de récommandations pour augmenter la qualité de la surface des pièces obtenues par la coulée.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 205–208

CD : 620.193 : 669.14

Firoiu, C., Constantinescu, Maria, Badea, Teodora, Nicola, Maria et *Șerbănescu, C.* : **L'analyse de l'action de certains inhibiteurs organiques sur la corrosion de l'acier carbone dans l'eau**

L'article présente des études potentiostatiques et des déterminations gravimetriques de vitesse concernant la corrosion de l'acier dans l'eau, dans la présence des inhibiteurs anorganiques à base de phosphates. Les compositions binaires de phosphates disodiques (0,1 g/l) et hexamétaphosphate de natrium (0,25 g/l) ont présenté la meilleure efficacité (98,83 %), la vitesse de corrosion étant très réduite (0,0009 mm/an).

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 209–216

CD : 620.193 : 669.141.7

Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia, Iulian, Olga, Bălăceanu, Anca et *Vovc, M.* : **Le comportement à la corrosion et dans millieux d'acides minérales des fontes nodulaires et Ni-resist**

On a étudié par des testes gravimetriques et electrochimiques la corrosion des fontes nodulaires et Ni-resist dans les solutions d'acide sulphurique et chlorhidrique avec des concentrations 0,01–0,5 M. Les resultats ont montré que la vitesse de corrosion de la fonte nodulaire est plus grande que celle de la fonte Ni-resist.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 217–221

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.162.28

Пилли, Н.: **Некоторые нагрузки огнеупорной футеровки кольцевого трубопровода горячего воздуха при эксплуатации доменной печи**

Работа анализирует обычные и случайные нагрузки кладки кольцевого трубопровода горячего воздуха при кампании, в основном горение топливных газов в кольцевом трубопроводе остановленной доменной печи, неправильное измерение температуры горячего газа, изменение химического состава кирпичей, и термические удары.

Предложены меры для увеличения срока службы огнеупорных футеровок.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 173–179

ДК: 621.794: 669.15-94

Врабие, В., Берчану, И., Джеантэ, В. и *Боурош, Е.:* **Исследования, касающиеся возможности обработки, в жидком состоянии, сталей специального назначения**

Повышение качества сталей связано с достижением некоторых высоких величин определённых характерных свойств, специфических каждой классы стали.

Большой интерес представляет степень чистоты, с точки зрения неметаллических включений, особенно у сталей, испытанных при усталости и износе. Неметаллические включения могут быть началом местных трещин, которые увеличиваются и распространяются на больших пространствах при эксплуатации, вызывая преждевременный выход из строя деталей, действующих при высоких температурах в коррозионных средах.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 180–185

ДК: 620.172.25/226

Флешер, Т. и *Брудиу, Иляна:* **Соображения по остаточной долговечности сталей и по экстраполяции данных испытаний на ползучесть**

Рассмотрены полученные данные испытаний на ползучесть вследствии использования нескольких методов экстраполирования. Исследованы три плавки стали 12Х1МФ и одна плавка стали К15. По оценкам данных по длительной прочности на сроки 10.000 и 20.000 часов отмечены значительные разности между использованными методами. Считается необходимым привести в соотношении условия экстраполяции с условиями работы и испытаний.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 186–290

ДК: 621.774.2

Николеску, Д., Рэдучеану, Д. и *Теодориу, А.:* **Исследования по измерению сил профилирования при помощи датчиков давления, посредством электрической резистивной тензометрии, в клетях больших формирователей труб с продольной сваркой**

На больших формирователях труб нет возможности непосредственного измерения сил профилирования. Поэтому разработана методология измерения сил посредством давлений, существующих на пневмо-гидравлических амортизаторах клетей. Изучение полученных величин привело к открытию отдельных факторов влияния и к новому методу проектирования соответственного оборудования.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 191–195

ДК: 621.762

Николае, П.: **Развитие и перспективы, касающиеся производства металических, спеченных карбидов**

Работа представляет современный уровсь производства металлических, спечённых карбидов в СРР, а также и главные направления развития с целью удовлетворения потребности в изделиях, необходимых народному хозяйству.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 196–198

ДК: 541.135: 669.71

Бэлу, Пия, Чуку, Виктория и *Чуку, И.:* **Математическое моделирование термических положений из катода и изолирующих слоев ванны для электролиза алюминия**

Работа поставила себе целью анализировать энергетический баланс ванны с точки зрения описания параметров, которые приводят к оценке термических потерь через под ванны для электролиза алюминия. В этих целях описана единная математическая модель, которая выражает все термические параметры ванны: падение температуры в катоде в вертикальном направлении, плотность теплового потока, дополнительное тепло, произведённое катодом, максимальная температура и координата места, в котором катод достигает эту температуру.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 199–201

ДК: 669.2/.8

Иенчу, М., Молдован, П., Панаит, Н. и *Кристя, Лидия:* **Исследования, касающиеся осаждения боридов в деформируемых сплавах Al–Cu–Mg, модифицированных титаном и бором, предназначенных авиационной промышленности**

В работе представлены результаты исследований, касающиеся явления осаждения боридов в сплавах Al–Cu–Mg, модифицированных титаном и бором.

Отмечается также влияние фильтрации сплавов на степень модификации деформируемых алюминиевых сплавов, у которых необходима высокая чистота.

Для рассмотренных сплавов сделаны практические рекомендации в связи с оптимальным содержанием модификаторов и с максимальной продолжительностью выдержки расплава до разливки, с целью предотвращения осаждения боридов.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 202–204

ДК: 621.746.015

Сэбэу, Теодора, Истрате, Т. и *Штефэнеску, Ф.:* **Исследования, касающиеся образования пригаров на поверхности отливок**

Работа рассматривает условия, в которых появляются механические пригары. Представлены экспериментальные данные, достигнутые при разливке образцов подвижным сечением, из трёх сплавов, при различных степенях перегрева и номограмма определения толщины прилипаний, в зависимости от нескольких параметров. Рекомендуется улучшение качества поверхности отливок.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 205–208

ДК: 620.193: 669.14

Фирою, К., Константинеску, Мария, Бадеа, Теодора, Никола, Мария и Шербэнеску, К.: **Изучение действия неорганических ингибиторов на коррозию в воде углеродистой стали**

Работа представляет потенциостатические изучения и гравиметрические определения скорости коррозии в воде стали, в присутствии неорганическких ингибиторов на основе фосфатов. Бинарные составы двуосновного фосфорнокислого натрия (0,1 г/л) и гексаметафосфорнокислого натрия (0,25 г/л) представили лучшую эффективность (98,83%), скорость коррозии очень низкая (0,00009 мм/год).

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 209–216

ДК: 620.193.41: 669.131.7

Ландауер, Ортанса, Матееску Корнелия, Юлиан, Ольга, Бэлэчану, Анка и Вовк, М.: **Поведение при коррозии в средах минеральных кислот шаровидных чугунов и Ni-резист**

Изучается коррозия шаровидных графитов и Ni -резист в средах серной и соляной кислоты концентрацией 0,01–0,5 М гравиметрическими и электрохимическими измерениями. Определения выявили большие скорости коррозии шаровидного чугуна по сравнению с чугуном Ni -резист.

Metalurgia 37(1985), nr. 4, p. 217–221

METALURGIA 4

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Unele solicitări ale căptuşelii refractare a conductei inelare de aer cald în timpul exploatării furnalului *

N. Pilly

CZ : 669.162.28

Într-o perioadă relativ scurtă, de mai puţin de 30 ani, în R. S. România au fost proiectate şi realizate furnale de capacităţi crescînde; începutul perioadei a fost marcat de un furnal de 250 m³, ultimul din seria de şapte mărimi fiind un furnal cu volumul util de peste 3500 m³.

La toate furnalele din R.S.R., zidăria conductei inelare este realizată cu stratul interior din cărămizi refractare de calitate superioară. De exemplu, pentru cazul utilizării aerului încălzit pînă la 1 250°C, se folosesc cărămizi RD 77, avînd punctul de înmuiere sub sarcina de 2daN/cm² situat la 1 410°C.

Cu toate acestea, la unele din aceste furnale, zidăria conductei inelare de aer cald nu a rezistat solicitărilor din exploatare şi s-au produs uzări şi deteriorări premature. Pentru a se evita asemenea situaţii, s-a considerat necesară analiza unor solicitări obişnuite şi accidentale la care este supusă această zidărie, vizînd modalităţi pentru creşterea durabilităţii ei.

Arderea gazelor combustibile în conducta inelară a furnalului oprit

La orice oprire de furnal, în conducta inelară arde gazul evacuat din creuzet. Temperatura dezvoltată poate trece de 1 500°C. Practic, au fost măsurate temperaturi mai scăzute. Cantitatea de gaz şi temperatura sînt mai mari cînd permeabilitatea încărcăturii este mică, în creuzetul furnalului pătrunde apă, şi cînd pătrunde şi arde accidental gazul natural în conducta inelară.

La furnalele cu o permeabilitate bună a coloanei de materiale, chiar nefiind puse pe tiraj la coşul instalaţiei de preîncălzire a aerului sau la conducta specială de aerisire, în scurt timp după oprire se stabileşte tirajul prin furnal, de la gurile de aer la clapele atmosferice deschise de la gura furnalului. Spre deosebire de furnalele cu încărcătură avînd permeabilitatea la gaze redusă, durata necesară de punere pe tiraj este sensibil mai scurtă.

Punerea pe tiraj la o conductă specială de aerisire evită uzarea prematură a căptuşelii conductei de colectare a aerului de la caupere, dar nu şi a conductei de aer cald. Totuşi, depresiunea pe care o realizează o astfel de conductă de aerisire reduce debitul de gaz extras şi amploarea uzării.

Pătrunderea masivă de gaz în conducta inelară de aer a fost semnalată la unele opriri accidentale ale alimentării cu energie electrică şi cînd clapele atmosferice acţionate local pe cale electromecanică nu se puteau deschide manual decît relativ tîrziu.

Gazul natural provine din instalaţia de insuflare la gurile de vînt. El poate pătrunde şi poate arde în conducta inelară în timpul opririi furnalului dacă nu se închid sau nu se închid etanş robinetele de admisie, cum sînt de regulă cele situate deasupra orificiilor de evacuare a fontei şi zgurei, dacă există un singur robinet la racordul de gaz spre gura de vînt, toate acestea atunci cînd conducta inelară de alimentare cu gaz nu a fost decompresată şi îndeosebi cînd valoarea presiunii este ridicată.

Prezenţa gazului natural în conducta inelară s-a constatat cînd nu a funcţionat închiderea automată a gazului în lipsa presiunii de aer suflat şi întîrzierii operaţiei de închidere pe cale manuală.

Intrarea gazului natural în conducta inelară s-a putut identifica în unele cazuri prin evacuarea de negru de fum, rezultat la cracarea termică a gazului natural rămas nears din lipsă de aer, la conducta de aerisire a inelarei furnalului.

În figura 1 se dau două cazuri de opriri obişnuite, de scurtă durată, ale unui furnal, cînd

* Prezentată la Sesiunea tehnico-ştiinţifică consacrată aniversării a 100 de ani de la punerea în funcţiune a primului furnal la Hunedoara, 21—22 iunie 1984.

gazul de creuzet ardea în conducta inelară, iar în figura 2, în cazul existenței în plus a unei guri de vînt arse, neidentificate în momentul opririi furnalului. În figura 1, *a*, temperatura maximă indicată de termocuplul din conducta inelară a fost de 1 000°C, în figura 1, *b*, de 1 100°C,

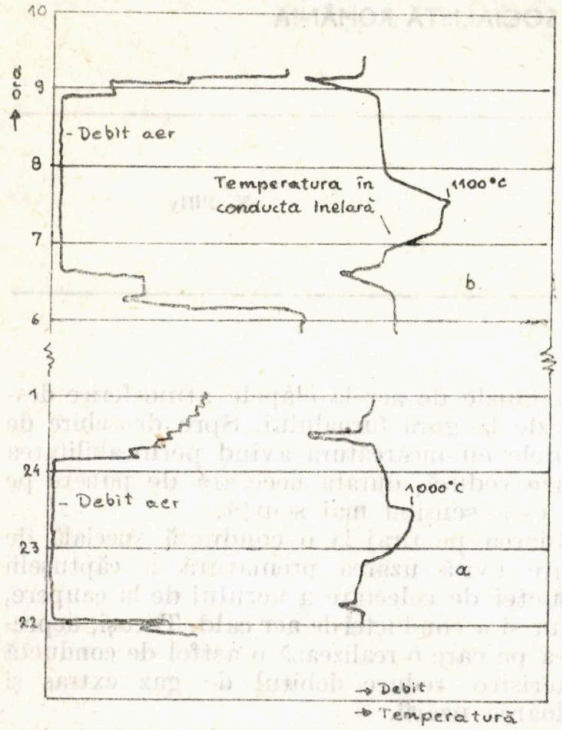


Fig. 1. Creșterea temperaturii în conducta inelară în cazul arderii gazului de creuzet în decursul opririi furnalului

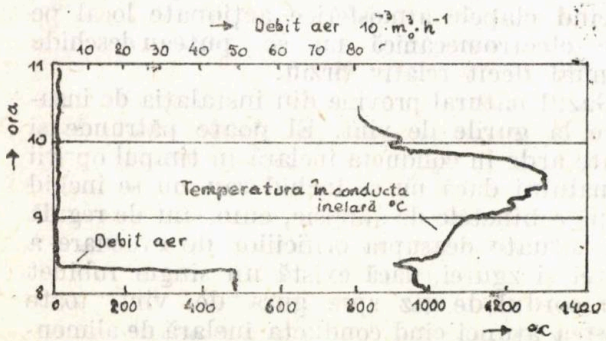


Fig. 2. Creșterea temperaturii în conducta inelară în cazul arderii gazului îmbogățit în hidrogen în decursul opririi furnalului

iar în figura 2, de 1 300°C. Cu gazul de creuzet îmbogățit în hidrogen, creșterea temperaturii a fost de 330°C adică, practic, de două ori mai ridicată decît în cazul arderii gazului obișnuit.

Arderea în conducta inelară a gazului de creuzet obișnuit sau îmbogățit în hidrogen sau/și gaz natural sau numai a gazului natural nu poate fi observată totdeauna prin creșterea temperaturii decît atunci cînd flacăra, respectiv gazele de ardere, deplasîndu-se spre cauper și coș sau „lebădă", trec pe la locul în care este amplasat senzorul de temperatură.

Față de termocuplu, ardometrul sesizează mai tîrziu creșterea temperaturii, deoarece el vizează și măsoară temperatura suprafeței zidăriei.

Opririle de furnal îndelungate dar efectuate după metoda pentru „scurtă durată", deci fără astuparea gurilor de vînt cu masă refractară, prelungesc acțiunea negativă a gazelor fierbinți și a substanțelor antrenate asupra stratului interior al căptușelii refractare și în plus se arde cocs în creuzet în mod inutil.

Arderea gazului natural în conducta inelară în timpul funcționării furnalului

La un furnal la care temperatura aerului cald a fost măsurată cu ajutorul a două termocupluri, unul din acestea a indicat o creștere de temperatură. S-a constatat că această creștere a fost provocată de arderea gazului natural în conducta inelară, în urma obturării temporare a unei guri de vînt cu o lipitură.

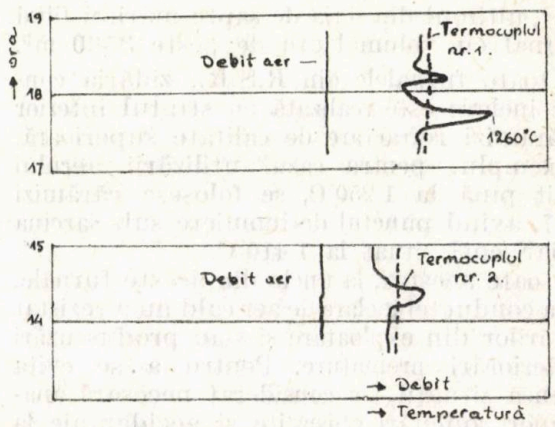


Fig. 3. Creșterea temperaturii în conducta inelară în cazul arderii gazului natural, în decursul funcționării furnalului

O creștere de temperatură la 1 260°C s-a observat după ce a fost deschis robinetul de acces al gazului natural la o gură de vînt astupată. După închiderea robinetului, temperatura s-a redus la normal dar a crescut din nou cînd o gură alăturată a fost temporar închisă datorită unei lipituri. Această situație este înfățișată în figura 3.

Funcționarea cu lipituri a gurilor de vînt este mai frecventă cînd temperatura convențională de ardere este mică, raportul gaz/aer nu este reglat individual pe gurile de aer, dacă insuflarea gazului natural se face printr-un singur orificiu la fiecare gură de vînt, orificiul este amplasat lateral, cînd nu prin fiecare se insuflă gaz și cînd numărul total de guri de vînt „*n*" față de diametrul „*d*" al creuzetului este prea mic.

În mod suplimentar, în astfel de situații, de regulă se dezvoltă negru de fum cu implicații

asupra funcționării creuzetului și se realizează un raport scăzut de înlocuire a cocsului.

Îndepărtarea locului de insuflare a gazului natural (sau păcurii) de vîrful gurii de vînt la insuflarea în duză duce de regulă la creșterea pierderilor de căldură în apa de răcire a gurii de vînt neizolată termic, însă uneori și la un raport de înlocuire mai favorabil.

S-a constatat că existența unui singur robinet de închidere sau închiderea unui singur robinet la racordul de gaz spre gura de aer, la o presiune a gazului natural cu $\geq 3{,}5$ bar peste cea maximă a aerului cald, permite scăpări cu consecințe sensibile.

Controlul permanent al funcționării gurilor de vînt și închiderea accesului gazului la gura la care coboară lipituri sau care sînt inundate cu zgură permit evitarea pătrunderii și arderii gazului natural în dispozitivul de insuflare (debit mic) și conducta inelară de aer cald (debit mare de gaz).

În timpul funcționării, ca și în decursul opririi furnalului, creșterea temperaturii cauzată de arderea gazului natural în conducta inelară se poate constata doar în cazurile în care gazele de ardere, mai fierbinți decît aerul cald, trec pe la senzorul de măsurare a temperaturii și această temperatură nu este reglată automat pe baza indicațiilor acestuia.

Într-un caz din exploatare, s-a determinat prin calcul că dacă gazul natural de la gura de vînt închisă accidental arde în conductă cu $\sim 31{,}4$ m^3_0 aer/m^3_0 gaz, aerul avînd o temperatură de 1 100°C, iar pierderile de căldură în spațiul înconjurător sînt de 14 100 kcal/h pe lungimea flăcării, se poate dezvolta o temperatură de 1 704°C (neglijînd disocierile, 1 704,65°C).

Într-un alt caz, gazele rezultate din arderea gazului natural în conducta de aer cald, pătrunzînd într-o gură de vînt alăturată, au micșorat temperatura de ardere a cocsului și gazului natural la 1 743°C (calculat). Mersul rece al unei asemenea guri de vînt este sesizabil prin control vizual. Dacă la această gură de vînt se oprește insuflarea gazului natural, temperatura de ardere a cocsului, cu gazele de ardere rezultate din arderea cu aer încălzit la 1 200°C și cu 20 m^3_0/m^3_0 gaz natural, luînd în considerare pierderile de căldură în apa de răcire și spațiul înconjurător, rezultă de 2 008°C, iar în cazul arderii adiabatice, de 2 132°C.

Zidăria conductei inelare este periclitată cel mai mult la pătrunderea și arderea gazului natural în partea opusă locului de intrare a aerului și tot mai puțin înspre acest loc, datorită creșterii excesului de aer și reducerii temperaturii flăcării.

Măsurarea defectuoasă a temperaturii aerului cald

Măsurînd temperatura aerului cald cu termocuplul, cînd prin fixarea sa inetanșă se scurge aer cald din conductă, se poate încălzi puternic sudura rece. Dacă spre exemplu aparatul indică o temperatură de 1 250°C dar sudura rece este încălzită la 170°C, temperatura reală este de cca 1 329°C [1], ceea ce poate reduce durabilitatea zidăriei conductei inelare și îndeosebi a conductei de colectare înainte de amestecul cu aer rece.

Termocuplul mai are dezavantajul erorilor datorită îmbătrînirii și în special datorită radiației zidăriei conductei, atunci cînd se creează diferențe mari între temperatura suprafeței zidăriei și a aerului.

Ardometrul are dezavantajul că nu măsoară temperaturi sub cca 700°C și că nu măsoară temperatura aerului, ci pe cea a zidăriei. Temperatura indicată scade sensibil datorită depunerilor opace, și în unele cazuri și de condensat, pe lentila de vizare. Mai mult, diferența de temperatură dintre cea a suprafeței zidăriei și a aerului cald se modifică invers proporțional cu viteza aerului. Astfel, în cazul amplasării unui ardometru în partea opusă intrării aerului cald

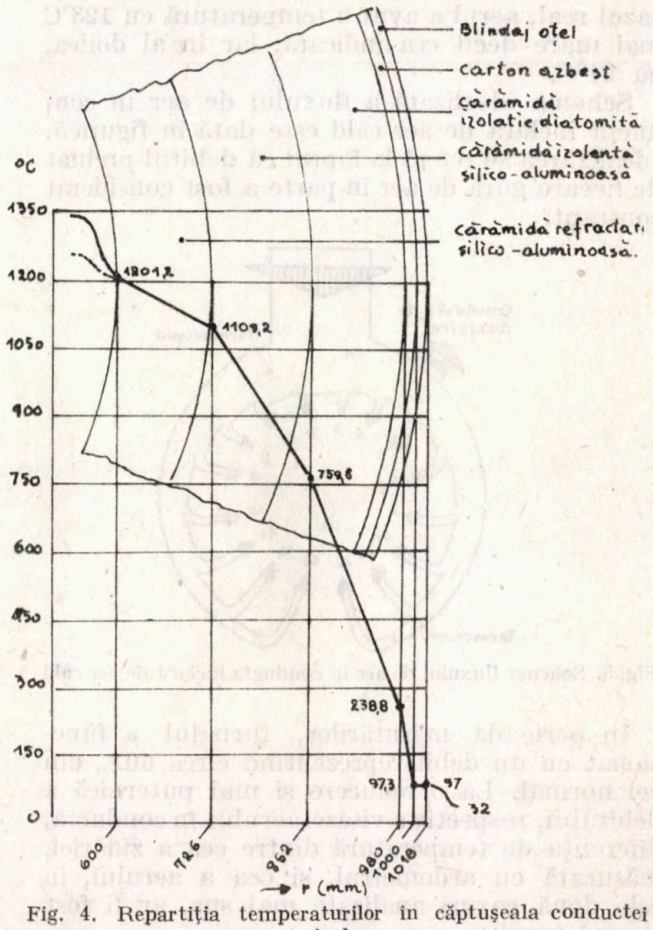


Fig. 4. Repartiția temperaturilor în căptușeala conductei inelare

în conducta inelară, la o temperatură indicată de 1 220°C, temperatura calculată a suprafeței interioare a zidăriei a fost de 1 201, 2°C. Repartiția temperaturilor de-a lungul unei raze trecute prin straturile componente ale conductei respective este dată în figura 4. Pierderile de căldură în spațiul înconjurător au fost de 4 667,64 kcal/m · h.

Conductibilitatea termică λ, în kcal/m·h·°C, a straturilor componente ale conductei, a fost următoarea:

— blindajul de oțel $\lambda_5 = 46{,}8 - 0{,}036 \cdot t_5$ (1) $t_5 = 15 - 225$°C

— azbest $\lambda_4 = 0{,}096 + 0{,}6 \cdot 10^{-4} \cdot t_4$ (2) $t_4 = 0 - 150$°C

— diatomită $\lambda_3 = 0{,}128 + 1{,}433 \cdot 10^{-4} \cdot t_3$ (3) $t_3 = 0 - 900$°C

— cărămidă silicoaluminoasă termoizolantă $\lambda_2 = 0{,}13 + 2{,}25 \cdot 10^{-4} \cdot t_2$ (4) $t_2 = 100 - 1\,200$°C

— cărămidă refractară $\lambda_1 = 1{,}12 + 3{,}62 \cdot 10^{-4} \cdot t_1$ (5) $t_1 = 100 - 1\,300$°C

Pentru o viteză a aerului, în dreptul ardometrului, $w_0 \sim 1{,}2$ m/s, temperatura aerului a fost de 1 340°C, iar în apropierea intrării în conductă, unde viteza a fost de ~ 7,4 m/s, la o temperatură măsurată egală tot cu 1 220°C, temperatura calculată a aerului a fost de 1 241°C. În cazul real, aerul a avut o temperatură cu 123°C mai mare decît cea indicată, iar în al doilea, cu 21°C.

Schema idealizată a fluxului de aer în conducta inelară de aer cald este dată în figura 5. Idealizarea se referă la faptul că debitul preluat de fiecare gură de aer în parte a fost considerat constant.

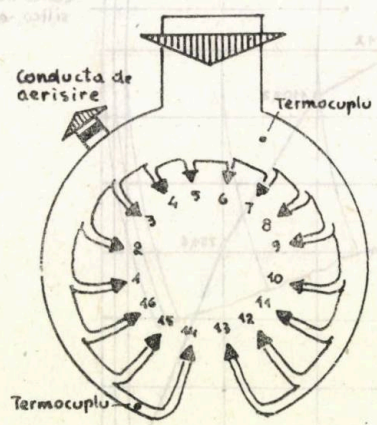


Fig. 5. Schema fluxului de aer în conducta inelară de aer cald

În perioada măsurărilor, furnalul a funcționat cu un debit reprezentînd circa 60% din cel normal. La o reducere și mai puternică a debitului, respectiv a vitezei aerului în conductă, diferența de temperatură dintre cea a zidăriei, măsurată cu ardometrul, și cea a aerului, în cele două cazuri analizate mai sus, ar fi fost și mai mare.

Modificarea compoziției chimice a cărămizilor

Pe durata de timp în care furnalul este pus pe tiraj, mai intens cînd această operație se face la cauper și la coșul instalației de preîncălzire a aerului, în conductă, odată cu gazul din creuzet pătrunde cenușă provenită din arderea cocsului și oxizi alcalini, îndeosebi K_2O. Compușii alcalini provin din cenușa cocsului dar în principal din cocsul practic impregnat cu aceștia, ca urmare a îmbogățirii în alcalii, preponderent compuși ai K, pe drumul parcurs din cuvă la gurile de vînt [2].

Cenușa cocsului are o temperatură de înmuiere situată la circa 950°C și de topire de circa 1 150°C. Acest fapt împreună cu compușii K și Na, aduși suplimentar cu gazele din creuzet, contribuie în mod hotărîtor ca după 10—20 opriri ale furnalului, după reparația capitală a zidăriei conductei, să apară o glazurare vizibilă a suprafeței ei interioare.

Vaporizarea unor compuși ai potasiului și sodiului, la presiuni de 10^{-3} bar, se face la temperaturi relativ scăzute, după cum reiese din următoarele exemple [3]:

K_2O...600°C	K_2SO_4 ... 950°C
Na_2O...720°C	Na_2SO_4... 980°C
K_2CO_3...900°C	K_2SiO_3... 1 020°C
Na_2CO_3...910°C	$NaAlO_2$...1 080°C
	Na_2SiO_3...1 180°C

Glazurarea reduce durabilitatea zidăriei, sensibilitatea ei la fisurare în procesele de răcire-încălzire crește, pretinzînd viteze mai scăzute la aceste operații.

La glazurarea căptușelii refractare a conductei inelare, contribuie atît depășirea temperaturii admisibile, cît și praful introdus cu aerul atmosferic insuflat, nu întotdeauna suficient de bine filtrat în amonte de suflantă.

Zidăria racordurilor spre gurile de vînt și mai puțin și cea a conductei inelare este supusă uzării și datorită pătrunderii accidentale a zgurei lichide în acestea, cum ar fi de exemplu la mers deranjat, rece, datorită cocsului cu termorezistență redusă, cu bandă largă de granulație și tasarea încărcăturii, avînd creuzetul nedescărcat de fontă și zgură.

În exploatare, s-a constatat „fierberea zgurei" la gurile de vînt dacă stratul de cocs de la gura furnalului la o încărcare a fost prea subțire și datorită mersului excesiv de periferic.

Zgurele feroase, ușor fuzibile, puternic umectante, pot forma în contact cu materialul refractar compuși chimici slab refractari sau pot produce erodarea sa, sau/și înrăutățirea repartiției debitului de aer pe fiecare gură de aer în parte. S-a constatat că atacul chimic a fost favorizat de cărămizile mai poroase, de temperaturile ridicate ale aerului cald sau dezvoltate în conducta inelară prin arderea de gaze, în special de creuzet, aducătoare de cenușă și alcalii.

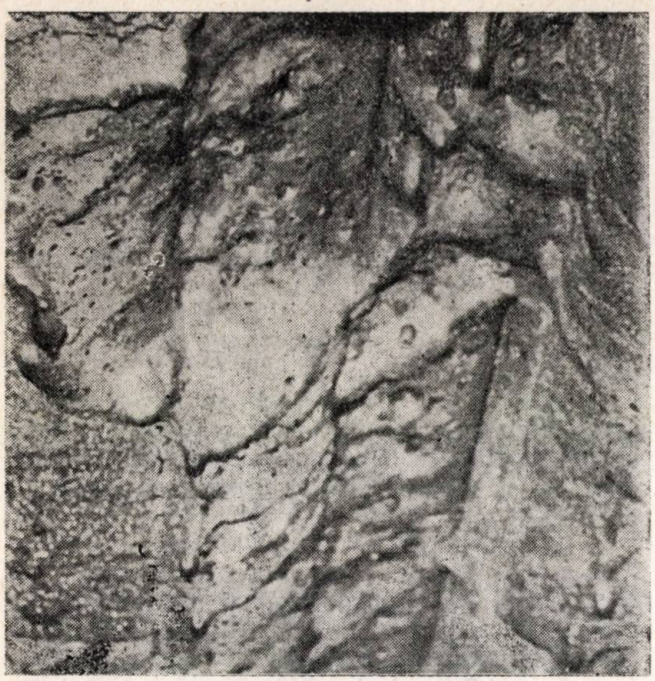


Fig. 6. Topituri la suprafaţa zidăriei, conţinînd pînă la 3,6% $K_2O + Na_2$ şi 3,20% Fe_2O_3

Frecvenţa ridicată a opririlor furnalului provoacă grăbirea formării de topituri şi intensifică uzarea zidăriei. Astfel, într-un caz cînd la un furnal s-au realizat 130 opriri în decurs de 11 luni de funcţionare, s-a constatat existenţa unor topituri la suprafaţa zidăriei, care conţineau pînă la 3,62% $K_2O + Na_2O$ şi 3,20% Fe_2O_3 (fig. 6).

Pe baza unor constatări se consideră că utilizarea silicatului de sodiu în mortarul zidăriei conductei inelare contribuie la formarea unor topituri uşor fuzibile.

Compactarea şi contracţia cărămizilor, ca urmare a formării de faze lichide, respectiv reducerea volumului porilor, duc la formarea de rosturi libere între cărămizi. S-a constatat că, în astfel de situaţii, caracteristice zidăriei uzate, torcretarea spaţiului liber, de exemplu dintre blindaj şi azbest, poate să nu fie posibilă, datorită scurgerii torcretului în interiorul conductei. În cazuri izolate, aerul cald pătrunzînd printre rosturi a provocat topirea cărămizilor de diatomită chiar şi fără a exista o fisură în blindajul metalic.

Şocuri termice

Asupra zidăriei interioare a conductei inelare de aer cald acţionează negativ şocurile termice frecvente. Astfel au fost constatate, cu ajutorul unui ardometru, micşorări ale temperaturii suprafeţei de contact cu aerul a zidăriei, în funcţie de debit, de pînă la 400°C, cînd opririle la cald ale furnalului, apoi repunerile în funcţiune după acestea se fac insuflînd aer rece.

Reduceri bruşte ale temperaturii aerului cald, de exemplu cu 100°C, sînt frecvent folosite pentru remedierea mersului greoi al furnalului.

Aer rece se insuflă în cazul unor agăţări persistente ale coloanei de materiale sau cînd se doreşte o răcire rapidă a zidăriei în vederea unei intervenţii necesare în interiorul conductei.

Ridicarea temperaturii se realizează, de regulă, treptat, nepericulos pentru zidărie.

Cărămizile refractare au o conductibilitate termică redusă (rel. 5). Din această cauză, modificările puternice ale temperaturii suprafeţei de contact cu aerul creează gradienţi termici, exprimaţi în $\Delta t/l$ (°C/cm), mari [4]. Cu toate acestea, tensiunile care iau naştere în cărămidă provoacă doar în cazuri puţine exfolieri, mai frecvent la cărămizile puternic vitrifiate dar, şi în acest caz, experienţa a arătat că pot fi considerate de importanţă minoră.

Pentru cărămizile silicoaluminoase, se consideră dăunătoare viteze de răcire-încălzire de peste 90—100°C/h [5], fapt pentru care trebuie evitate, în exploatare, în mai mare măsură. Astfel, insuflarea de aer rece (la un debit redus, de exemplu la 10—20% din cel normal), înainte de oprirea furnalului, trebuie admisă numai în cazuri excepţionale, cînd încărcătura din furnal este slab gazpenetrabilă şi cînd astfel se obţine „liniştirea furnalului", adică reducerea cantităţii de gaz evacuate din creuzet — în care nu pătrunde apă — după oprirea insuflării aerului. La furnalele prevăzute cu clape de siguranţă pe conducta de amestec este obiectiv necesară şi repunerea în funcţiune cu aer rece (clapa se închide sub presiunea aerului rece), dar durata insuflării aerului rece poate fi redusă chiar la numai un minut.

Reducerea stabilităţii zidăriei la solicitări

Desigur, proiectarea zidăriei, calitatea materialelor folosite, a execuţiei zidăriei şi exploatarea ei pot să nu fie totdeauna cele mai corespunzătoare şi ele pot, mai mult sau mai puţin, reduce stabilitatea ei la solicitările la care este supusă. O parte din cauze şi efecte au fost discutate mai sus. Unele observaţii asupra proiectării s-au făcut în [6].

Cărămizile tip RD 77 din STAS 136—74 nu corespund solicitărilor grele la care sînt supuse. Refractaritatea lor IP 177 poate fi pusă la îndoială şi făcînd comparaţia cu cărămizile avînd acelaşi IP, din STAS 1505/2—70, faţă de care au un conţinut de Al_2O_3 mai mic, o mai mică rezistenţă la compresiune, o temperatură mai mică a începutului de deformare

sub sarcină, un conținut de Fe_2O_3 și o porozitate mai mare. De aceea, la conductele inelare prevăzute pentru lucrul cu aer încălzit la maximum 1 250°C, se consideră necesară utilizarea unor cărămizi de calitate mai bună, cum ar fi D 82 (STAS 2555—81).

Se mai poate arăta că proiectarea și executarea conductei de colectare a aerului din caupere cu aceeași calitate de zidărie ca și a conductei inelare, la furnalele la care temperatura aerului se reglează la un nivel constant prin adaos de aer rece, duc la o uzare puternică a primei, fiind supusă la temperaturi oscilante și, obișnuit, cu pînă la 150°C mai mari ale aerului înainte de amestec. De asemenea, zidăria de lîngă șuberele de aer cald se uzează mai accentuat, ca urmare a pătrunderii apei din piesele răcite inetanșe și neînlocuite imediat.

Se consideră obligatorie măsurarea temperaturii aerului înainte de amestec, pentru a putea evita depășirea temperaturii admisibile pentru zidărie, pentru controlul funcționării fluturelui de amestec și întocmirea bilanțului termic al instalației de preîncălzire a aerului.

Înzidirea conductei inelare de aer cald nu s-a realizat totdeauna în concordanță cu prevederile impuse de proiectant. Astfel, au fost găsite inele interioare, avînd 1 la 2 cărămizi mai puțin, ca urmare a rosturilor prea mari, de pînă la 8 mm, realizate la înzidire, și abaterilor dimensionale mari la cărămizile fasonate.

Într-un anumit caz s-a găsit că mortarul folosit, avînd 32,1% Al_2O_3 și 4,5% F_2O_3, a fost de calitate mult inferioară celui prevăzut și că înzidirea pe timp de iarnă, de regulă, se face la temperaturi prea scăzute.

Periculoase s-au dovedit fisurile blindajului metalic al conductei inelare. Circulația aerului, avînd circa 1 150°C, printre rosturi, în drum spre fisură, a topit în scurt timp cărămizile izolatoare ID—06 (STAS 1836—73), a căror temperatură maximă de utilizare este de 900°C

Concluzii

Zidăria conductei inelare de aer cald este supusă unor solicitări complexe și grele, fapt pentru care este necesară reconsiderarea cerințelor ce se impun proiectării asupra materialelor folosite înzidirii și exploatării.

La furnalele la care încă se practică procedeul de punere pe tiraj prin cauper, trebuie să se realizeze, în cadrul reparațiilor capitale, cîte o conductă de aerisire a inelarei de aer cald.

Deoarece măsurarea temperaturii zidăriei conductei nu dă în toate cazurile indicații suficient de exacte asupra temperaturii aerului, dar nici utilizarea obișnuită a termocuplurilor, aceste tehnici de măsurare necesită perfecționări.

Se consideră argumentată necesitatea măsurării temperaturii aerului înainte de amestec.

Insuflarea gazului natural trebuie să se facă prin mai multe orificii, amplasate în partea superioară a gurii de vînt, la un unghi și/sau la o distanță de vîrful gurii de vînt corespunzătoare raportului optim de echivalare.

Vîrful tubului de insuflare (duzei) și interiorul gurii de vînt în contact cu jetul de aer combinat trebuie izolate termic.

Numărul de guri de vînt trebuie mărit la normal la toate furnalele.

Racordul de aducțiune a gazului natural la gura de vînt este necesar să fie prevăzut cu două robinete cu cep.

Presiunea gazului natural nu trebuie să fie cu mai mult de 1,5 bar superioară presiunii maxime de insuflare a aerului cald, iar reglarea raportului gaz-aer ar trebui să fie realizată automat pe fiecare gură de vînt în parte.

Zona de aspirație a aerului de către suflantă se cere a nu fi poluată cu praf, iar filtrul de praf trebuie să aibă un randament de reținere corespunzător.

Clapetele conductelor verticale și alte armături greu accesibile trebuie să se poată acționa în orice situație în timp util.

Se solicită o refractaritate mai mare a cărămizilor folosite în general, inclusiv la cele folosite la conducta de colectare a aerului din caupere.

Porozitatea totală și aparentă a cărămizilor refractare trebuie micșorată cît mai mult.

Exploatarea trebuie să evite pătrunderea apei în creuzet după oprirea (la cald) furnalului.

În cazul pătrunderii apei din piese răcite inetanșe (șubere de aer cald, de separare a conductei inelare, elemenți de răcire la îmbinări de conducte), în zidăria limitrofă se va reduce debitul de apă de răcire și se vor înlocui imediat.

Este necesar ca dispozitivele de închidere rapidă și automată a gazului natural, în cazul scăderii presiunii gazului sau a aerului insuflat, la valoarea minimă prevăzută, să fie menținute în permanență în perfectă stare de funcționare. La fel și toate celelalte armături ale instalației, cu deosebire robinetele afectate de temperatura fontei și zgurei evacuate.

La opririle furnalului, trebuie închise robinetele racordurilor de gaz natural la gurile de vînt și decompresată conducta inelară de gaz. La opriri de o oră și mai mult, gurile de vînt vor fi astupate cu masă refractară.

Trebuie să existe un control permanent al funcționării gurilor de vînt.

Periodic sînt necesare: controlul zidăriei conductei inelare, a etanșeității termocuplurilor, a sudurilor, măsurarea temperaturii blindajului metalic și efectuarea controlului prin fotografii în infraroșu al stării zidăriei.

Se consideră necesare îmbunătățirea permeabilității la gaze a încărcăturii situate deasupra planului gurilor de vînt și asigurarea unui volum maxim de goluri în stratul de cocs din creuzet.

Durata de funcționare a furnalului trebuie mărită la 98,5—99% din timpul calendaristic anual, iar numărul de opriri și deranjamente în funcționare să fie micșorat. Cazurile de pătrundere a zgurei în dispozitivul de insuflare și conducta inelară pot fi practic eliminate.

Se va evita supunerea zidăriei conductei inelare la șocuri termice.

Este necesară respectarea în totalitate a prescripțiilor de înzidire (pe timp friguros, privitoare la rosturi, controlul calității cărămizilor și mortarului) și se recomandă evitarea folosirii silicatului de sodiu în mortarul cu care se înzidește conducta inelară.

BIBLIOGRAFIE

[1] Toperverh, N. I. și Serman, M.I. *Aparate termotehnice de măsurat și reglat întrebuințate în uzinele metalurgice.* București, E.T., 1954, p. 60—61.

[2] Schneider, M. și Steiler, J. M. În: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 10; 1979, p. 621—636.

[3] Neuschütz, Dieter și Willi, Jensen În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 11, 1975, p. 549—554.

[4] Vasiu, Gh. și Pilly, N. *Considerații privind uzarea zidăriei refractare a furnalelor.* Tribotehnica, 80, mai, 1980, Hunedoara.

[5] Pilly, N. *Punerea corectă în funcțiune a furnalelor.* București, I.C.D.T., vol. I, p. 13,14.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 9, 1984

Nivelul optim de mărunțire a încărcăturii de cărbuni, p. 6 — Metodă de determinare a densității în vrac a încărcăturii de cărbuni, p. 8—Experimentarea industrială a utilizării cocsului cu mărimea de peste 20 mm în furnale, p. 10 — Pierderile de coes la instalațiile de stingere uscată a cocsului și căile de reducere a acestora, p. 12 — Cercetarea dinamicii de amestecare a gazului cu aerul în canalele de încălzire ale cuptoarelor de cocsificare cu dimensiunea gradată a gazului, p. 14 — Dependența consumului de căldură și a calității cocsului față de proprietățile încărcăturii de cocsificat, p. 17 — Legătura capacității de reacție a cocsului cu căldura de interacțiune a acestuia cu oxigenul, p. 19 — Perfecționarea schemelor tehnologice din secțiile de captare, p. 21 — Experiența stabilizării funcționării secției de benzen, p. 24 — Cercetarea procesului industrial de rectificare a gudronului de huilă cu conținut scăzut de sulf, p. 27 — Mărirea siguranței în alimentarea cu energie electrică a secțiilor de cocsificare, p. 32 — Rezistori cu inducție în circuitele cu rotoare ale motoarelor de la mașinile de cocsificare, p. 33 — Modernizarea turbinelor cu aburi și pompelor de gaze de cocserie, p. 34 — Metode de control al calității apelor industriale de recirculație și evitarea depunerilor de piatră, p. 35 — Mecanizarea activităților cu volum mare de muncă în secțiile industriei cocsochimice, p. 38 — Automatizarea proceselor tehnologice din industria cocsochimică, p. 40 — Utilizarea amplificatoarelor pneumatice de putere la schema de măsurare a nivelului uleiului de huilă în scrubere, p. 42 — Rolul serviciului mecanic în stabilizarea activității din industria cocsochimică, p. 43 — Consolidarea căptușelii ușilor la cuptoarele cu camere, p. 44 — Pregătirea apelor reziduale rezultate din producția cocsochimică în vederea epurării biologice, p.50 — Utilizarea deșeurilor din producția cocsochimică, p. 51.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 10, 1984

Pregătirea încărcăturii în vederea cocsificării, la uzina cocsochimică Dneprodzerjinsk, p. 2 — Criterii de estimare a resurselor de cărbuni la planificarea fondului de cărbuni pentru cocsificare, p. 4 — Determinarea capacității de aglutinare a cărbunilor, p. 8 — Alegerea numărului camerelor cuptoarelor în bateriu de cocsificare, p. 11 — Utilizarea unor polimeri solizi la cocsificare, p. 15 — Cercetarea dinamicii de formare și procedeul de îmbunătățire a proprietăților fizicomecanice ale cocsului, p. 19 — Microstructura și proprietățile cocsului, obținut din încărcături brichetate parțial, p. 21 — Mecanismul de degradare a cocsului brichete, p. 26 — Un nou procedeu de răcire și de epurare a gazului de cocserie, p. 28 — Distribuția de echilibru și de fază a componentelor, în procesul de desorbție la epurare amoniacală în circuit a gazului de cocserie, p. 32 — Analiza situației fabricării unor baze ușoare de piridină la uzinele cocsochimice din U.R.S.S., p. 35 — Calitatea gudronului de huilă, p. 37 — Instalații termice și energetice în industria cocsochimică, p. 44 — Dispozitiv pentru captarea prafului la evacuarea cocsului, p. 45— Filtre tip VSF în procesele de epurare a apei de circulație din industria cocsochimică, p. 46 — Experiența exploatării mecanismelor de curățare a ramelor și ușilor. Perfecționarea construcției acestora, p. 49 — Metodologia și aparatul pentru determinarea componentelor organice ale emanațiilor în atmosferă de la uzinele cocsochimice, p. 55

Cercetări privind posibilitățile de tratare în stare lichidă a oțelurilor cu destinație specială

Dr. ing. V. Brabie, ing. E. Berceanu,
ing. I. Butnariu, ing. V. Geantă
Institutul politehnic — București
ing. E. Bouroș
Întreprinderea de mașini grele — București

CZ: 621.794:669.15—194

Creșterea gradului de puritate constituie cerința esențială în vederea asigurării unor proprietăți și caracteristici structurale, mecanice și tehnologice superioare ale oțelurilor.

Efectuarea unor operații metalurgice de rafinare, cu randamente ridicate, cu o bună reproductibilitate pentru îndeplinirea unor condiții speciale ce se impun oțelului, își găsește cu succes posibilitățile de realizare în cadrul tehnologiei de rafinare în oală prin procedeul de injecție (fig. 1).

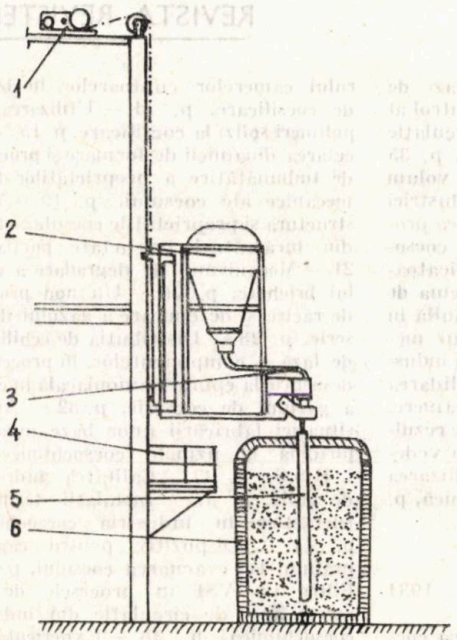


Fig. 1. Instalație de turnare a oțelului lichid în oală prin procedeul de injecție:
1 — sistem de acționare; *2* — rezervor pentru pulberi injectabile; *3* — conducte de transport al pulberilor; *4* — platformă de luat probe; *5* — lance de injecție; *6* — oală de tratament cu capac

În sprijinul acestei noi tehnologii metalurgice pot fi luați în considerare factori ca: transferul de masă, transferul de căldură, creșterea durabilității căptușelilor refractare și protecția mediului înconjurător, pe lîngă avantajele metalurgice realizate: scăderea conținutului de oxigen liber și total în oțel; scăderea conținutului de sulf; realizarea unor domenii restrînse în ceea ce privește conținutul unor elemente de aliere; randamente mari de asimilare a elementelor de aliere; eliminarea rapidă și avansată a produselor de dezoxidare; schimbarea morfologiei și structurii incluziunilor nemetalice.

În funcție de procesul metalurgic care se urmărește a se realiza, materialele pulverulente folosite în procedeul injecției sînt particularizate conform tabelului 1.

Tabelul 1

Nr. crt.	Procesul	Materialul pulverulent
1	Dezoxidare	CaSi; CaSiBa; CaSiMn
2	Desulfurare	CaSi; CaO + Al; CaO + Al + + CaF_2; CaO; CaC_2; Mg + + CaO; CaC_2 + $CaCO_3$ + CaO
3	Modificarea sulfurilor	CaSi; SiZr
4	Defosforare	CaO + CaF_2 + Fe_2O_3
5	Eliminarea azotului	FeZr; SiZr
6	Aliere cu: [Si]	FeSi75
	[N]	$CaCN_2$
	[C]	pulbere de grafit
	[Ni]	oxid de nichel
	[Mo]	oxid de molibden

Dintre acestea, o atenție deosebită se acordă utilizării calciului la tratarea prin injecție a oțelurilor.

Bazele tratamentului cu calciu

Tratarea oțelului lichid prin procedeul de injecție cu ajutorul aliajelor pulverulente conținînd calciu se dovedește a fi posibilitatea cea mai promițătoare privind dirijarea proceselor fizico-chimice deosebit de importante în obținerea unui oțel de cea mai bună calitate: dezoxidarea și desulfurarea.

Magneziul și calciul, elemente care posedă o afinitate mare pentru oxigen și sulf, pot fi utilizate cu succes în procesele de dezoxidare și desulfurare, pentru realizarea unui conținut cît mai scăzut în incluziuni nemetalice, calciul constituind de fapt cel mai energic dintre agenții de dezoxidare și desulfurare utilizați în practică, puterea sa de dezoxidare depășind pe cea a Si, Al, Sr și Ba.

Din cauza tensiunii mari de vapori la temperatura băii metalice și a solubilității scă-

zute s-a căutat mărirea randamentului asimilării calciului prin tehnici ca: folosirea Ca sub formă de aliaje cu elemente care măresc solubilitatea lui în baia metalică cu Si, Al, Mn; introducerea Ca în baia metalică cu ajutorul unor recipiente metalice sub presiune; injectarea aliajelor cu Ca în stare pulverulentă în baia metalică.

Soluția practică aleasă în cazul injecției a fost insuflarea aliajului pulverulent pe bază de calciu (SiCa) cu ajutorul unui gaz purtător inert (în general argon) printr-o lance introdusă în baia metalică.

La temperatura băii, calciul în stare de vapori se ridică sub formă de bule către suprafață, volumul unei bule trebuind să crească progresiv datorită scăderii presiunii ferostatice.

În același timp însă se desfășoară și reacțiile:

$$[Ca] + [O] \rightleftarrows (CaO) \text{ sau } \{Ca\} + [O] \rightleftharpoons (CaO)$$

$$[Ca] + [S] \rightleftarrows (CaO) \text{ sau } \{Ca\} + [S] \rightleftharpoons (CaS)$$

Ca urmare volumul bulei scade. Din punct de vedere al timpului de reacție s-a putut constata faptul că bulele de vapori de calciu trebuiau să urce într-o baie metalică pe o înălțime de aproximativ trei metri pentru a putea fi utilizate corect, adică să fie consumată în întregime bula de calciu în timpul urcării către suprafața băii metalice [2].

Mecanismul desfășurării desulfurării (dezoxidării) cu ajutorul calciului sub formă de vapori (bule de calciu) este prezentat în figura 2.

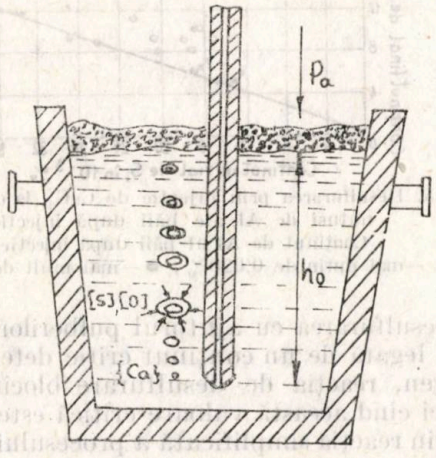


Fig. 2. Mecanismul desulfurării (dezoxidării) cu ajutorul calciului sub formă de vapori:
$P_t = \gamma_0 \cdot h_0 + P_a$; P_t — presiunea totală; P_a — presiunea exterioară; γ_a — greutatea specifică a oțelului lichid; h_0 — adîncimea de imersie a lăncii

Obținerea conținuturilor finale de oxigen și sulf dorite în oțel implică stabilirea și dozarea exactă a cantităților necesare de aliaje pe bază de calciu.

Avantajele tratamentului pe bază de calciu constau în: scăderea conținutului de oxigen [O] sub valorile obținute în cazul tehnologiilor clasice; obținerea unor produși de dezoxidare complecși (în special silicoaluminați și aluminați de calciu), care prezintă temperaturi scăzute de topire, capacități mari de coalescență și viteze mari de decantare; modificarea aspectului, morfologiei și modului de repartiție a incluziunilor — trecerea de la „șirurile" de incluziuni la cele mici și globulare, uniform distribuite; grad redus de impurificare a oțelului; obținerea unor conținuturi scăzute și în sulf după atingerea unor conținuturi scăzute de oxigen în oțel (fig. 3).

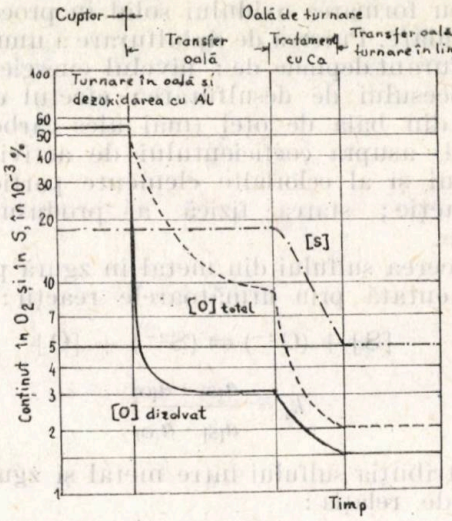


Fig. 3. Reprezentarea schematică a evoluției conținuturilor de oxigen și de sulf ale oțelului în timpul tratamentului cu calciu în oală

Mecanismul proceselor de dezoxidare și desulfurare la injecția în oală

Complexitatea proceselor de dezoxidare și desulfurare, intercondiționarea lor fac ca cele două procese să fie privite ca un ansamblu.

Plecînd de la considerentul că unul dintre cei mai importanți factori care influențează desulfurarea este gradul de oxidare a băii metalice, oțelurile prin compoziția lor chimică reclamă necesitatea de a investiga în amănunt influența conținutului de oxigen al băii asupra procesului de desulfurare.

Raportul de repartiție a sulfului (S)/[S] este invers proporțional cu conținutul de oxid de fier al zgurei și cu conținutul de oxigen al băii metalice.

Elementele adăugate în oțel în perioada de dezoxidare-aliere au afinitate mare pentru oxigen, scăzînd puternic activitatea oxigenului în baia metalică și ajutînd astfel procesul de desulfurare.

Multe din elementele folosite ca dezoxidanți au afinitate mare și pentru sulf, avînd influență complexă asupra desulfurării prin efectul indirect datorat micșorării conținutului de oxigen

. [O] și prin cel direct impus termodinamic de entalpia liberă de formare a sulfurilor elementelor reducătoare ΔG^0_{MeS}, mai mică decît a sulfurii de fier ΔG^0_{FeS} [4].

La introducerea materialelor pulverulente în baia metalică prin insuflare, datorită afinității mari pentru oxigen, pot avea loc următoarele procese fizico-chimice: dizolvarea dezoxidantului în oțelul lichid; formarea produselor de reacție; îndepărtarea produselor de reacție; schimbarea formei incluziunilor.

Formarea unei sulfuri solide în baia de oțel în timpul procesului de desulfurare este similară cu formarea oxidului solid în procesul de dezoxidare. Puterea de desulfurare a unui agent desulfurant depinde de: nivelul energiei libere a procesului de desulfurare; efectul elementelor din baia de oțel (mai ales carbonul și siliciul) asupra coeficientului de activitate al sulfului și al celorlalte elemente participante la reacție; starea fizică a produsului de reacție.

Trecerea sulfului din metal în zgură poate fi reprezentată prin următoarele reacții:

$$[S] + (O^{2-}) \rightleftharpoons (S^{2-}) + [O]$$

$$k_1 = \frac{a_{(S)} \cdot a_{[O]}}{a_{[S]} \cdot a_{(O)}}$$

Distribuția sulfului între metal și zgură este dată de relația:

$$\frac{(\%S)}{a_{[S]}} = k_1 \cdot \frac{a_{(O)}}{a_{[O]}} \cdot \frac{1}{f_{(S)}},$$

unde $f_{(S)}$ este coeficientul de activitate al sulfului în zgură conform legii lui Henry.

Proprietatea zgurei de a primi sulful este caracterizată prin coeficientul C'_S, care are expresia:

$$C'_S = k_1 \cdot \frac{a_{(O)}}{f_{[S]}} = \frac{(\%S)}{a_{[S]}} \cdot a_{[O]}$$

$$\frac{(\%S)}{a_{[S]}} = \frac{C'_S}{a_{[O]}}$$

Capacitatea zgurei trebuie să fie suficient de mare pentru a prelua particulele de sulfuri cu un conținut ridicat de sulf; în caz contrar, are loc reacția de resulfurare a zgurei cu capacități mari de preluare a sulfului avînd compoziții chimice bine determinate de:

$$\frac{(CaO)}{(SiO_2)} : (Al_2O_3) = 0{,}3-0{,}4 \quad [3] \quad \text{(fig. 4)}$$

Cercetările efectuate [2] au arătat că dacă conținutul de oxigen al băii metalice depășește anumite valori determinate ca fiind de 20 p.p.m., atunci procesul de desulfurare nu mai prezintă eficiență deosebită.

Realizarea unui conținut de oxigen cît mai scăzut în baia metalică, în vederea unei desulfurări avansate, este posibilă numai după dezoxidarea finală cu Al, cînd în baia metalică rămîne o cantitate de Al în echilibru cu conținutul minim de [O], fapt ilustrat în figura 5.

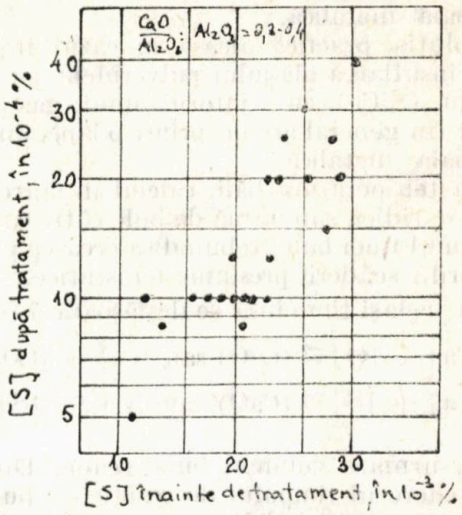


Fig. 4. Desulfurarea oțelului lichid prin injecție de SiCa sau CaC_2 la un indice de bazicitate al zgurei $\frac{CaO}{SiO_2} : Al_2O_3 = 0{,}3 - 0{,}4$

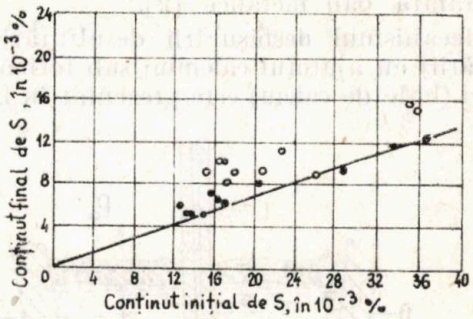


Fig. 5. Desulfurarea prin injecție de CaC_2, la diferite conținuturi de Al ale băii după injecție
Conținut de Al al băii după injecție:
○ — mai puțin de 0,020%; ● — mai mult de 0,020%

Desulfurarea cu ajutorul pulberilor de calciu este legată de un conținut critic determinat de oxigen, reacția de desulfurare blocîndu-se atunci cînd această valoare critică este depășită.

Din reacția simplificată a procesului de desulfurare care ar reprezenta un schimb de oxigen și sulf între metal și zgură, reacția de bază fiind desulfurarea prin var:

$$(CaO) + [S] \rightleftarrows (CaS) + [O]$$

rezultă faptul că desulfurarea este favorizată de o slabă activitate a oxigenului în baia metalică și o bazicitate ridicată a zgurei, ceea ce ar reprezenta trecerea în procesul industrial la: dezoxidarea prealabilă a oțelului cu Si și Al; realizarea căptușelilor refractare ale

oalelor de tratament prin injecție, din materiale bazice sau cu un conținut ridicat de alumină.

Metoda de cercetare

Metoda de cercetare folosită a avut drept scop determinarea influenței silicocalciului injectat în oțelul lichid asupra conținutului de oxigen, aspectului și morfologiei incluziunilor nemetalice.

Pentru elaborare s-a utilizat un cuptor cu inducție care prezintă următoarele caracteristici tehnice: capacitatea, 100 kg; căptușeala bazică; frecvența, 2 500 Hz; tensiunea de lucru 380 V; — puterea instalată, 125 kW.

Injecția silicocalciului s-a făcut cu ajutorul unei instalații de laborator de concepție proprie.

Experimentările s-au efectuat în următoarele condiții:

— masa încărcăturii metalice — 40 kg;
— compoziția chimică a oțelului elaborat:

0,12—0,18% C	0,40—0,55% Si
0,013—0,015% P	0,005—0,010% S
0,10—0,12% Ni	0,08—0,10% Cr
0,55—0,75% Mn	0,07—0,09% Cu

— cantitatea de Al folosită la dezoxidare, 1 g/kg oțel;
— cantitatea de SiCa injectată, 1 g/kg oțel;
— granulația SiCa, ~ 0,25 mm;
— debitul de pulberi injectate, 40 g/min.

Din baia metalică au fost luate probe înainte de dezoxidare — P_0, după dezoxidare cu Al (P_1), după injectarea de SiCa (P_2) și apoi la intervale de cîte un minut (P_3—P_9).

Rezultate experimentale și discuții

În tabelul 2 se prezintă relația dintre conținutul total de oxigen înainte și după procesul de injecție. Rezultatele experimentale variază într-un domeniu destul de larg, ca urmare a condițiilor variabile de experimentări. Trebuie însă arătat că în toate situațiile analizate se constată o micșorare a conținutului de oxigen din oțel.

În figura 6 se arată variația conținutului total de oxigen din oțel, în funcție de durata de tratare prin injecție.

Rezultă faptul că oxigenul total $[O]_t$ scade în timp, apoi rămîne constant la valori de circa 25 p.p.m.

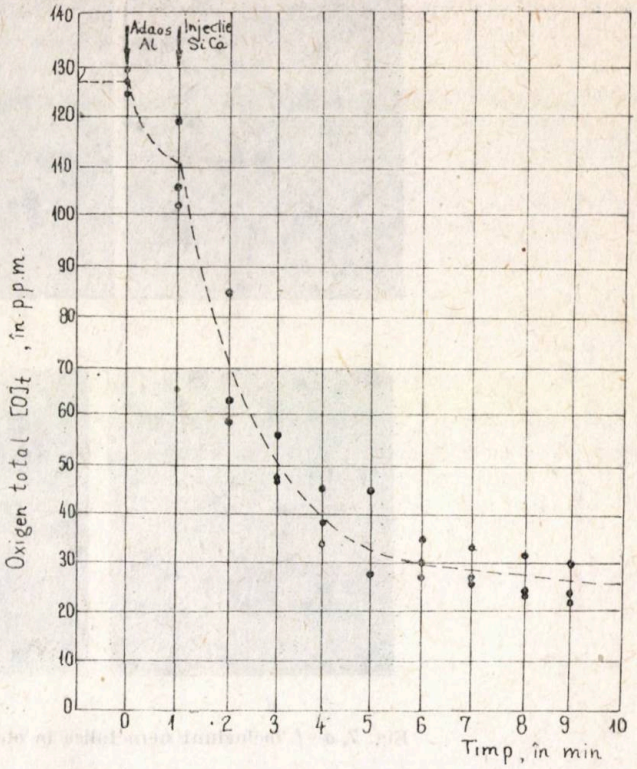


Fig. 6. Evoluția în timp a conținutului de oxigen

Eficiența dezoxidării băii metalice de oțel folosind pulbere de SiCa se poate aprecia prin gradul de dezoxidare realizat:

$$\eta_d = \frac{[O]_0 - [O]_{tr}}{[O]_0}$$

unde: $[O]_0$ este conținutul inițial în baia metalică, p.p.m.;
$[O]_{tr}$ — oxigenul final al băii metalice la turnare, p.p.m.

Randamentele de dezoxidare obținute sînt de ordinul 70—80%.

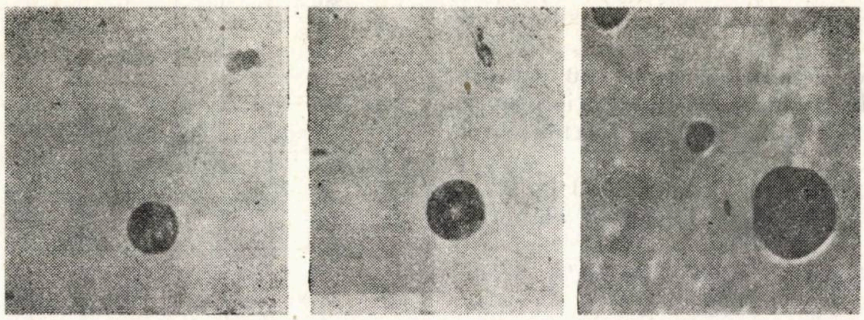
Analizarea probelor luate din baia metalică s-a făcut și din punctul de vedere al aspectului și morfologiei incluziunilor nemetalice.

S-a analizat întîi proba martor luată înaintea începerii dezoxidării și s-au observat incluziuni oxidice de formă alungită de tipul celor din figura 7, *a*.

Tabelul 2

Șarja \ $[O]_{total}$ în probă [p.p.m.]	P_0	P_1	P_2	P_3	P_4	P_5	P_6	P_7	P_8	P_9
1	128	119	85	56	46	45	35	33	31	30
2	125	106	58	47	38	20	30	25	24	24
3	130	102	62	48	33	28	27	26	23	22

a *b* *c*



d *e* *f*

Fig. 7, *a—f* Incluziuni nemetalice în oțel. Sferoidizarea acestora. Neatacat (×500)

Fig. 8. Repartiția Ca în incluziune (×600)

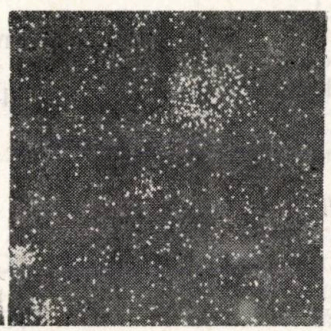


Fig. 9. Repartiția Al în incluziune (×600)

Fig. 10. Repartiția Si în incluziune (×600)

Prin studierea celorlalte probe se constată o micșorare a dimensiunilor incluziunilor și o sferoidizare pronunțată a acestora, lucru ilustrat în figurile 7, *b—f*.

Pentru determinarea elementelor care se găsesc în compoziția chimică a incluziunilor, probele au fost analizate la microsonda electronică.

Elementele care se găsesc în compoziția chimică a incluziunilor sînt: Ca, Si, Al. Distribuția acestor elemente într-o incluziune nemetalică este reprezentată în figurile 8—10.

În general incluziunile nemetalice din probele finale constau din silicoaluminați de calciu sub formă globulară, formați în urma reacției dintre Al_2O_3 și calciu. S-au putut observa alături de particule globulare de aluminat de calciu și unele incluziuni de Al_2O_3.

Pe baza observațiilor și datelor experimentale existente, se poate aprecia că mecanismul de dezoxidare prin procesul de injecție se desfășoară după următorul model: viteza de dezoxidare este proporțională cu conținutul total de oxigen din acel moment; pe durata tratării prin injecție are loc o absorbție de oxigen din atmosfera înconjurătoare cînd are loc o creștere a conținutului de $_mCaO \cdot {}_nAl_2O_3$; în urma injecției de Ca—Si particulele de Al_2O_3 sînt transformate în aluminați de calciu în urma reacției: $_m[Ca] + {}_n(Al_2O_3) = (_mCaO \cdot {}_nAl_2O_3)$; viteza de reacție este foarte mare și proporțională cu conținutul de Al_2O_3 din oțel.

Concluzii

Din analiza datelor experimentale se pot trage următoarele concluzii: randament mare de dezoxidare; modificarea aspectului şi modului de repartiţie a incluziunilor prin transformarea „şirurilor" de alumină în aluminaţi de calciu; viteză mare de decantare a incluziunilor nemetalice; asimilare foarte bună a agenţilor dezoxidanţi; dozarea exactă a dezoxidanţilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gruner, H. ş.a. *Desulfurarea oţelului în oală.* În: C.I.T., Franţa, nr. 1, 1977.

[2] Förster, E., Klapdar, W. ş.a. *Dezoxidarea şi desulfurarea băii de oţel prin insuflarea compuşilor calciului.* În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 1, 1977.

[3] Umeda, Y. ş.a. *Tratamentul oţelului lichid.* În: C.I.T., Franţa, nr. 5, 1978.

[4] Tripşa, I. şi Pumnea, C. *Dezoxidarea oţelului.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1981.

[5] Rău, A. *Incluziuni nemetalice în oţeluri.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1973.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 11, 1984

Intermetall — 20 de ani de existenţă a Organizaţiei de colaborare în domeniul siderurgiei, p. 401 — Separarea antimoniului din staniul în amestec, cu ajutorul electrolizei, p. 404 — Recuperarea argintului din soluţii uzate, cu ajutorul electrolizei, p. 409 — Aliaje de aluminiu pentru sîrmă — structura şi proprietăţile materialelor, p. 414 — Optimizarea tratamentului la temperatură înaltă a formatelor turnate continuu din aliaje tehnice de Al Mg Si, înainte de procesele de deformare — întocmirea curbelor TTT şi de omogenizare, ţinînd seamă de solidificarea reală, p. 420 — Contribuţie la efectul siliciului în aliajele AlZn5Mg1, p. 426 — Proprietăţile aliajelor de platină-ytriu-bor, p. 430 — Utilizarea unei epruvete de tracţiune optimale la aprecierea de rutină a calităţii, p. 433 — Calcularea calibrării laminoarelor de profile pentru forme de profile simple, p. 434 — Instalaţii şi instrumente de măsură pentru analitică, p. 437.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 12, 1984

Oţelăria cu convertizoare de la EKO, un pas important al metalurgiei de rafinare din R.D.G., p. 441 — Construcţia oţelăriei cu convertizoare la VEB Bandstahlkombinat „Herman Matern" din Eisenhüttenstadt — R.D.G., p. 443 — Influenţa conţinutului de crom-nichel asupra structurii de solidificare şi tipului de microsegregaţii ale oţelurilor crom-nichel, p. 445 — Studii asupra difuziei ternare în oţelurile feritice şi austenitice Cr—Ni, p. 452 — Proprietăţile şi comportarea suprafeţelor de oţel călite prin impuls cu flacără, p. 455 — Cercetări asupra formării tensiunilor interne în materialele nitrurate în gaze, p. 458 — Metoda tangentei — o metodă de determinare vizioplastică a deformărilor şi tensiunilor, p. 462 — Contribuţie la determinarea prin aproximaţie a rezistenţei la tracţiune din încercarea la compresiune, p. 465 — Măsurarea nedistructivă a grosimii straturilor pe baza metodei de forţă adezivă, p. 468 — Cercetări pe model asupra unui cuptor basculant cu anozi, p. 471.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 23, 1984

Tehnologia înfăşurării benzilor la cald, p. 1199 — Repararea mantalei duble a cauperelor de temperatură înaltă, atacată de coroziunea provocată de tensiune, p. 1205 — Tehnologii speciale la turnarea continuă a oţelului cu viteză ridicată, p. 1213 — Laminarea termomecanică a profilelor grele pentru solicitări speciale, p. 1225 — Măsurarea emisiilor de zgomot pentru detecterea defectelor la fabricarea inelelor de rotoare, p. 1231.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 24, 1984

Aplicarea metalurgiei în oală la elaborarea oţelurilor speciale de construcţii în convertizorul cu insuflare prin fund, p. 1273 — Model de simulare termică a oalelor de turnare a oţelului, p. 1279 — Primele experienţe din exploatare cu un sistem modern de răcire uscată a cocsului, p. 1295 — Dezvoltarea unei celule de mare productivitate pentru zincarea electrolitică a benzilor late, p. 1299 — Fluxul de materiale şi necesarul de forţă şi energie la laminarea profilelor fine şi sîrmei cu şi fără tragere, p. 1303.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25—26, 1984

50 de ani de tablă ultrasubţire cositorită, p. 1321 — Acoperirile organice, o nouă viaţă pentru tabla de oţel, p. 1327 — Table de oţel de înaltă rezistenţă laminate la cald şi la rece, destinate construcţiei de automobile — proprietăţi de prelucrare şi comportarea în exploatare, p. 1333 — Fabricarea ţevilor fără sudură, p. 1339 — Controlul şi ajustarea semifabricatelor din oţeluri de calitate şi superioare pe o linie modernă de fabricaţie, p. 1345 — Procedee de ardere pentru determinarea fără pierderi a sulfului în fonta brută şi oţelurile nealiate, p. 1350.

Considerații asupra rezervei de utilizare a oțelurilor și extrapolarea rezultatelor încercării la fluaj

Dr. ing. Tr. Fleșer și ing. Ileana Brudiu
I.S.I.M. — Timișoara

CZ: 620.172.251.226

În accepțiunea actuală, echipamentele din industria termoenergetică și chimică, realizate din oțeluri termorezistente, dar nu numai din acestea, au o perioadă de utilizare conform calculelor de proiectare de 100 000 h. Verificarea pe parcursul acestei perioade prevede investigații care să ateste starea oțelului. Obiectivul constă în stabilirea rezervei de utilizare a oțelului chiar peste perioada anterior menționată.

În programele de investigații sînt cuprinse lucrări de examinări nedistructive, metalografice, încercări mecanice. Scopul principal constă în utilizarea rațională în sensul de a permite parametri optimi de lucru ai instalației în condiții de economicitate și siguranță.

O pondere importantă revine încercărilor la fluaj. Extrapolarea rezultatelor astfel obținute este o preocupare de amploare, iar din numeroasele referințe bibliografice se reține cîteva [1]—[4].

În cadrul lucrării se analizează rezultatele încercărilor pentru determinarea rezistenței tehnice de durată ($R_{r/t}$) pentru o șarjă din oțel carbon și trei șarje din oțel slab aliat termorezistent. Comparația este făcută între mai multe metode de extrapolare, evidențiindu-se unele diferențe între ele.

Materialul studiat

Oțelurile analizate aparțin categoriei oțelurilor carbon (marcajul *A*), respectiv oțelurilor slab aliate termorezistente (marcajele *B*, *C* și *D*). Ele provin dintr-o coloană cilindrică din industria chimică, respectiv conducte utilizate la transportul aburului în centralele termoelectrice. Condițiile de utilizare și dimensiunile elementului din care s-au prelevat probele sînt cuprinse în tabelul 1.

Se remarcă duratele mari de utilizare a instalațiilor. Coloana cilindrică are o depășire de 40% a duratei de utilizare considerate inițial.

Conducta pentru transportul aburului viu (marcaj *B*) a fost utilizată la un regim sever, specific echipamentelor termoenergetice, care asigură astfel un randament ridicat în producerea aburului și energiei electrice.

Analiza compoziției chimice pe oțelurile investigate este cuprinsă în tabelul 2. Din comparația cu normele de livrare se constată încadrarea în limitele prescrise.

Examinarea metalografică a acestor oțeluri a evidențiat un conținut redus de incluziuni nemetalice, iar evoluția constituenților structurali este normală avînd în vedere condițiile de utilizare specificate anterior.

Tabelul 1

Condițiile de utilizare a oțelurilor

Proveniența	Condiții de utilizare			Dimensiunile produsului		Marcaj
	Presiunea (bar)	Temperatura (°C)	Durata (h)	Diametrul exterior	Grosimea de perete	
Coloană cilindrică pt. industria chimică	10	380—440	140 000	2 040	20	*A*
Conductă abur viu	140	540	89 100	326	38	*B*
Conductă abur intermediar	24,4	540	89 100	426	60	*C*
Conductă abur intermediar	21,4	545	94 200	426	17	*D*

Tabelul 2

Compoziția chimică

Marca oțelului	Norma de livrare	Marcaj	(%) C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti
15K	GOST 5520—62	*A*	0,09	0,50	0,22	0,022	0,020	0,12	—	—	—	—	—
12H1MF	GOST 20072—74	*B*	0,13	0,53	0,22	0,017	0,011	0,19	0,15	1,12	0,23	0,17	0,001
12H1MF	GOST 20072—74	*C*	0,14	0,53	0,32	0,010	0,011	0,10	0,10	1,05	0,28	0,21	—
12H1MF	GOST 20072—74	*D*	0,13	0,53	0,30	0,011	0,011	0,11	0,10	1,10	0,28	0,24	—

Tabelul 3

Rezistența tehnică de durată conform normelor de livrare

Marca oțelului	Norma de livrare	$R_{r/10\,000}$ (N/mm²)						$R_{r/20\,000}$ (N/mm²)			
		(K) 693	713	733	793	833	693	713	733	793	833
		(°C) 420	440	460	520	560	420	440	460	520	560
K41(15K)	STAS 2883—/3—80	158	127	100	—	—	103	79	59	—	—
12H1MF	GOST 20072—74	—	—	—	183	120	—	—	—	133	85,5

Rezistența tehnică de durată în stare de livrare, conform normelor, este cuprinsă în tabelul 3.

Încercarea la fluaj

Prin programul de lucru s-a urmărit obținerea unor rezultate care să permită extrapolarea pentru durate de 10 000 și 20 000 h.

Încercarea la fluaj s-a efectuat la trei niveluri de tensiune și cîte trei de temperatură. Alegerea lor este în concordanță cu prevederile unor norme din domeniu (STAS 8894/1—80, Instrucțiuni tehnice ISCIR C 29—82). Epruvetele au avut diametrul de 8 mm, cu lungimea porțiunii calibrate de 40 mm.

Extrapolarea în vederea determinării rezistenței tehnice de durată ($R_{r/t}$) s-a efectuat prin metodele parametrice clasice Larson-Miller (LM), Șherby-Dorn(SD), Manson-Succop (MS), uzitate frecvent în R. S. România. Aceste metode s-au completat cu o metodă elaborată în U.R.S.S., simbolizată US1. Definirea parametrului de extrapolare sub forma ecuației matematice este următoarea:

$$P = T(\log t - 2\log T + 25) \cdot 10^{-3}$$

în care: T este temperatura, K;
t — durata, h.

Tabelul 4

Condițiile de efectuare a încercării la fluaj la probele cu marcaj *A*

Tensiunea (N/mm²)	Temperatura (°C)	Temperatura (K)	Durata de încercare (h)
98	480	753	1 616
	480	753	2 194
	460	733	3 372
	460	733	3 245
	440	713	3 599
	440	713	4 196
147	440	713	1 116
	440	713	1 074
	420	693	1 275
	420	693	1 250
	400	673	4 334
	400	673	4 430
196	400	673	586
	400	673	597
	380	653	1 034
	380	653	1 190
	360	633	2 542
	360	633	3 361

La această metodă se remarcă luarea în considerare numai a temperaturii și a duratei de încercare. Totodată, constanta este unică, fără a fi adaptată materialului sau condițiilor de efectuare a încercărilor.

Prelucrarea rezultatelor s-a efectuat utilizînd un program pe calculatorul electronic FELIX C256. Prin caracteristicile fiecărei metode și prin condițiile de extrapolare impuse sînt utilizate numai acele metode care sînt definite drept „adecvate".

Rezultatele primare ale încercărilor la fluaj sînt cuprinse în tabelele 4 și 5 pentru marcajul A, respectiv B, C și D.

Analiza rezultatelor

Extrapolarea rezultatelor experimentale s-a efectuat pentru durate de 10 000 și 20 000 h la cîte trei niveluri de temperatură pentru fiecare din cele patru șarje. În tabelul 6 sînt cuprinse valorile rezistenței tehnice de durată astfel obținute. În reprezentările grafice $R_{r/t} = f(T)$ din figura 1—4 apare sugestivă diferența dintre valorile obținute pe baza metodelor de extrapolare utilizate.

1

Tabelul 5

Condițiile de efectuare a încercării la fluaj pe probele cu marcaj *B*, *C* și *D*

Tensiunea (N/mm²)	Temperatura (°C)	Temperatura (K)	Durata de încercare (h) *B*	*C*	*D*
98	600	873	210	506	65
	600	873	452	715	129,7
	580	853	314,5	1 404	484
	580	853	1 694	1 719	890
	560	833	2 269	1 853	1 820
	560	833	2 291	1 904	2 933
147	560	833	48	75	55
	560	833	11,5	159	61
	540	813	282	1 177	81
	540	813	68,3	414	89
	520	793	2 259	2 256	376
	520	793	2 309	1 991	382
196	520	793	80	125	17
	520	793	108	130	19
	500	773	312	1 080	22
	500	773	127	1 085	57,7
	480	753	1 081	1 357	1 624
	480	753	1 097	1 360	1 621

Tabelul 6

Rezistența tehnică de durată (N/mm²)

Marcaj	Temperatura		$R_{r/10\,000}$						$R_{r/20\,000}$					
	(°C)	(K)	*LM*	*L–MC*	*S–D*	*M–S*	US1	media	*LM*	*LM–C*	*S–D*	*M–S*	US1	media
A	420	693	—	92,30	96,10	97,88	120,05	101,58	—	77,88	82,84	84,60	112,18	89,37
	440	713	—	83,17	86,55	87,80	137,76	90,32	—	69,83	74,61	75,94	96,77	79,28
	460	733	—	74,95	78,40	78,75	89,70	80,45	—	62,61	67,58	68,11	83,49	70,44
B	520	793	—	106,08	115,76	116,29	118,48	114,36	—	97,59	107,90	108,35	111,55	106,34
	530	803	—	100,52	107,96	108,77	111,99	107,31	—	92,20	100,64	101,34	105,36	99,88
	540	813	—	94,87	100,87	101,74	105,85	100,13	—	87,10	94,02	94,79	99,51	93,85
C	520	793	122,45	121,17	111,96	113,90	119,84	117,86	113,53	112,07	101,77	103,75	110,55	108,33
	530	803	113,49	112,33	104,18	103,24	111,12	108,87	105,12	103,77	94,71	96,78	102,40	100,55
	540	813	105,18	104,14	97,12	99,10	103,05	101,71	97,35	96,13	88,28	90,27	94,86	93,37
D	520	793	110,00	107,50	113,00	116,50	107,56	108,91	105,08	102,07	109,47	111,31	100,60	105,70
	530	803	105,04	102,61	108,00	110,45	101,03	105,40	98,68	96,06	102,59	104,59	94,41	98,46
	540	813	98,72	96,35	101,85	103,79	94,90	99,04	92,67	90,41	96,30	98,27	88,60	93,25

Metode de exploatare: *LM*: Larson-Miller
LM–C: Larson-Miller corectată
S–D: Scherby-Dorn
M–S: Manson-Succop
US1: Metoda U.R.S.S.

Pentru marcajul *A* metoda Larson-Miller s-a dovedit inadecvată, conducînd la un coeficient de corelație sub minimul impus în program. Această restricție a fost introdusă în programul de calcul pentru a limita extrapolarea în cazul unei dispersii pronunțate a rezultatelor. Corectarea constantei *C* din ecuația parametrului de extrapolare, dependent de condițiile con-

Fig. 1. Dependența rezistenței tehnice de durată de temperatură la marcajul *A*

Fig. 2. Dependența rezistenței tehnice de durată de temperatură la marcajul *B*

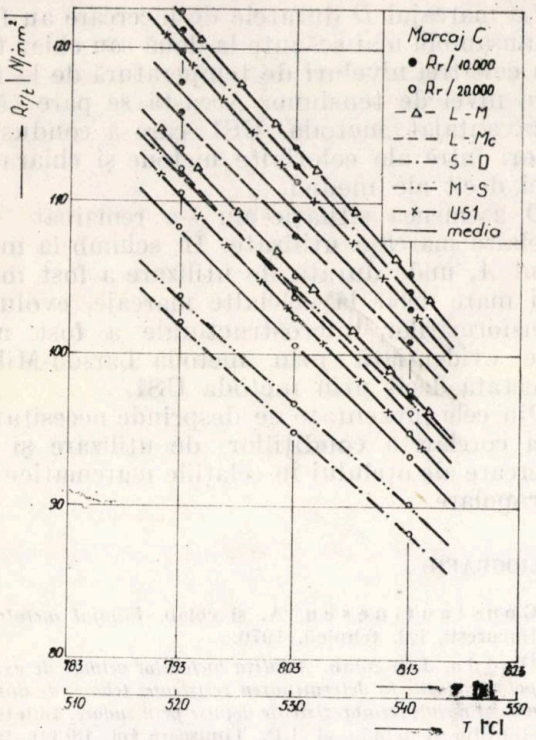


Fig. 3. Dependența rezistenței tehnice de durată de temperatură la marcajul *C*

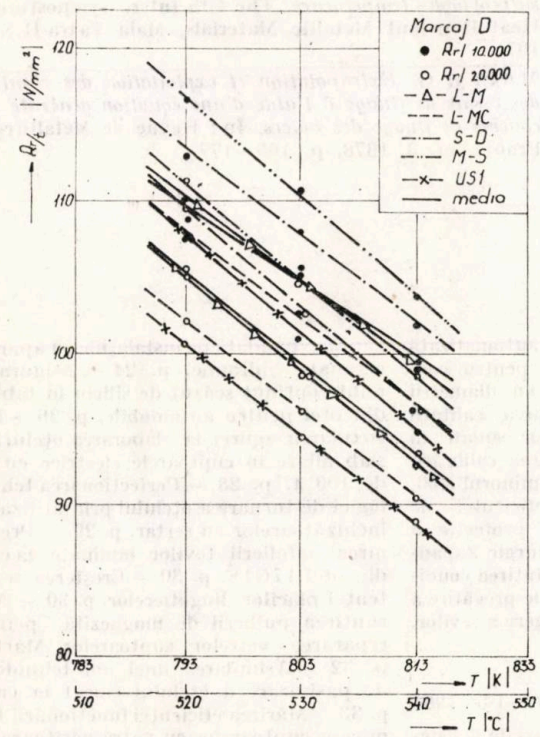


Fig. 4. Dependența rezistenței tehnice de durată de temperatură la marcajul *D*

crete de lucru, a permis obținerea unor rezultate valide (metoda Larson-Miller corectată).

Între rezultatele obținute prin metodele care s-au dovedit adecvate marcajului *A* există diferențe sensibile. Astfel, prin metoda Larson-Miller corectată s-au obținut valorile cele mai mici, cu pînă la 12,8% sub media metodelor utilizate. În schimb cu metoda US1 s-au obținut valorile cele mai ridicate, cu pînă la 25,5% peste media menționată anterior. Extremele menționate s-au obținut la aceeași condiție de extrapolare ($R_{r/693/20\,000}$). Rezultatele obținute prin metoda Manson-Succop s-au apropiat cel mai mult de valorile medii.

Comparînd rezultatele obținute cu cele prescrise în norma de livrare pentru $R_{r/100\,000}$ la marcajul *A*, se constată că prin metoda US1 se obțin valori superioare celor prescrise. Deoarece materialul are circa 140 000 h de utilizare, iar în norma de livrare nu sînt prescrise valori ale caracteristicii peste $R_{r/100\,000}$, comparația nu este completă.

La marcajul *B* diferențele între valorile caracteristicii $R_{r/t}$ sînt mai reduse decît în cazul anterior. Metoda Larson-Miller corectată s-a dovedit și de această dată cea mai severă la $R_{r/20\,000/793}$ unde s-a obținut cu 8,22% sub media metodelor utilizate. Totodată, metoda US1 a condus la valorile cele mai ridicate, dar numai cu 4,89% peste media tuturor metodelor.

Cu toate că această șarjă de oțel nu a fost utilizată 100 000 h, valoarea caracteristicii $R_{r/10\,000/793}$ este mai redusă decît cea prescrisă, indiferent de metoda de extrapolare utilizată.

Metoda Larson-Miller s-a dovedit adecvată șarjei cu marcajul *C*. Prin aceasta s-au obținut valorile caracteristicii $R_{r/t}$ cele mai ridicate. Astfel, s-a atins valoarea de 4,8% peste medie. Cele mai scăzute valori s-au obținut prin metoda Scherby-Dorn cu pînă la 6% sub media generală. În ordinea celor cinci metode, valorile cele mai apropiate de medie s-au obținut prin utilizarea metodei US1.

O situație diferită apare la marcajul *D* în privința ordonării metodelor de extrapolare după rezultatele obținute. Metoda Larson-Miller corectată s-a dovedit cea mai severă, urmată de metoda US1. În același timp, metoda Manson-Succop a condus la valorile cele mai ridicate ale rezistenței tehnice de durată, secondată de metoda Scherby-Dorn.

Pe intervalul temperaturilor de extrapolare apar de asemenea diferențe între metodele de extrapolare, dar și între șarjele investigate. Astfel, la marcajul *A* rezistența tehnică de durată scade cu 25,5% între temperaturile de 693 și 733 K, în cazul utilizării metodei US1. Metoda Manson-Succop a condus la valorile cele mai stabile, dar totuși ridicate (19,5%). Pe intervalele 693—713 și 713–733 K diminuarea caracteristicii analizate a fost de cîte 13,7, respectiv 10,3% prin aceleași metode.

La marcajele *B*, *C* și *D* modificarea caracteristicii $R_{r/t}$ pe intervalul de temperatură 793–813 K a fost între 10,2 și 14,2%. În general,

valorile obținute pe marcajul *B* s-au dovedit cele mai stabile, în timp ce valorile marcajului *C* s-au arătat a fi cel mai afectate de temperatură.

Aprecieri finale

Se apreciază, coroborat cu datele din literatură [1], [3], că în privința metodelor de extrapolare nu s-au epuizat posibilitățile de investigare. Opinia remarcată este că în etapa actuală, cu metodele avute la dispoziție, este posibilă extrapolarea rezultatelor încercărilor la fluaj utilizînd relații matematice parametrice, dar cu definirea unor intervale de solicitare termică și mecanică pentru perioade de timp.

Diferențele semnalate între rezultatele obținute prin utilizarea diferitelor metode nu permit afirmația că ar exista un viciu al formulei. Fiecare formulă parametrică pornește cu condiții inițiale diferite, ceea ce conduce la rezultate diferite.

La aceeași marcă de oțel (12H1MF), în aceleași condiții de extrapolare, metoda US1 a condus uneori la valorile cele mai mari ale caracteristicii $R_{r/t}$ (marcajul *B*), iar alteori la valori medii (marcajul *C*), respectiv la cele mai reduse (marcajul *D*) în comparație cu celelalte metode utilizate.

Prin metoda Larson-Miller corectată s-au obținut cele mai scăzute valori ale caracteristicii $R_{r/t}$ la marcajele *A*, *B* și *D*.

La marcajul *D* duratele de încercare au fost pe ansamblu mai scăzute la două sau chiar trei din cele trei niveluri de temperatură de la fiecare nivel de tensiune. Aceasta se pare că a dezavantajat metoda US1 care a condus la valori între ale celorlalte metode și chiar mai mici decît ale mediei.

O asemenea situație nu s-a remarcat la celelalte marcaje utilizate. În schimb la marcajul *A*, unde durata de utilizare a fost mult mai mare decît la celelalte marcaje, evoluția transformărilor microstructurale a fost mai bine evidențiată prin metoda Larson-Miller corectată decît prin metoda US1.

Din cele prezentate se desprinde necesitatea unei corelări a condițiilor de utilizare și de încercare ale oțelului în relațiile matematice de extrapolare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Constantinescu, A. și colab. *Fluajul metalelor.* București, Ed. tehnică, 1970.

[2] Hajdu, J. și colab. *Analiza metodelor actuale de extrapolare folosite la determinarea rezistenței tehnice de durată a unor metale termorezistente depuse prin sudare.* Buletinul științific și tehnic al I.P. Timișoara vol. 18(32), fasc. 2/1973, p. 139–147.

[3] Granacher, J. *Extrapolation of the creep strength results of high–temperature.* The 4-th Inter. Symposium on Heat Resistant Metallic Materials, Mala Tatra R.S.C., 1971.

[4] Murry, G. *Extrapolation et exploitation des résultats des essais de fluage à l'aide d'une équation générale des courbes de fluage des aciers.* În: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 3, 1978, p. 165–177.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 9, 1984

Asimilarea funcționării furnalului cu menținerea automată a căderilor de presiune, p. 12 — Scăderea temperaturii fontei la transportarea acesteia în oale, p. 15 — Desprinderea cu flacără a ursilor și crustelor în oalele de transport al fontei, prin utilizarea unor țevi din oțel căptușite cu fondanți, p. 16 — Influența vidării asupra conținutului de incluziuni nemetalice în oțelul pentru rulmenți, p. 19 — Îmbunătățirea calității oțelului la turnare, p. 20 — Determinarea parametrilor de lucru ai instalației pentru introducerea materialelor pulverulente în metalul lichid, p. 22 — Creșterea rezistenței căptușelii din spațiul de lucru al cuptoarelor Martin, p. 23 — Îmbunătățirea prelucrării deșeurilor în depozitele de fier vechi ale uzinelor metalurgice, p. 24 — Evaluarea statistică a nivelului calității cornierelor din oțel VSt3 diferențiate pe grupe de rezistență, p. 26 — Metodă complexă de control nedistructiv al caracteristicilor de exploatare ale tablei și profilelor laminate, p. 27 — Metode nedistructive de control al laminatelor din metal, p. 29 — Eliberarea automatizată a certificatelor de calitate pentru conductele de gaze și petrol cu diametru mare, p. 31 — Îmbunătățirea calității cusăturilor sudate a țevilor sudate în cuptor, p. 32 — Îmbunătățirea calibrării suporților cu pană pe laminorul 450, p. 33 — Îmbunătățirea eficienței de exploatare a tehnicii de protecție a naturii la combinatul metalurgic Zapadno-Sibir, p. 42 — Îmbunătățirea condițiilor de muncă în sectorul de pregătire a țaglelor la agregatele de tragere a țevilor, p. 43.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 10, 1984

Cercetarea pe scară industrială a sistemului de reglare a consumului de gaze, în scopul intensificării încălzirii umpluturii cauperelor furnalelor, p. 18 — Omogenizarea compoziției granulometrice a unor porții de aglomerate pe transportorul furnalului, p. 19 — Asigurarea unei funcționări forțate a furnalelor în zona creuzetului, p. 20 — Comanda automată a liniei de pregătire a masei pentru jgheaburi, p. 23 — Asimilarea producției de zgură expandată pe instalațiile cu aparate ecranate hidraulic, p. 24 — Asigurarea unui conținut scăzut de siliciu în tablele din oțel pentru automobile, p. 26 — Dezoxidarea zgurei la elaborarea oțelurilor slab aliate în cuptoarele electrice cu arc de 100 t, p. 28 — Perfecționarea tehnologiei de turnare a oțelului prin utilizarea închizătoarelor cu sertar, p. 29 — Prevenirea exfolierii țevilor laminate la cald din oțel 17G1S, p. 30 — Creșterea rezistenței plăcilor lingotierelor, p. 30 — Mărunțirea pulberii de magnezită pentru repararea vetrelor cuptoarelor Martin, p. 32 — Asimilarea unei noi tehnologii de pasivizare a oțelului zincat la cald, p. 33 — Mărirea eficienței funcționării termice a cuptoarelor cu vatră pășitoare de la laminorul 2000, p. 34 — Utilizarea tehnologiei electrochimice la prelucrarea sculelor de laminare, p. 37 — Creșterea eficienței dispozitivului de deștunderizare hidraulică, p. 39 — Eficiența utilizării oțelului de construcții obținut prin retopirea electrică sub vid, p. 40 — Experiența combinatului metalurgic din Novo-Lipețk în organizarea muncii în acord global, p. 41.

Dr. ing. D. Nicolescu
Institutul politehnic — Iași
dr. ing. D. Răduceanu
și ing. A. Teodoriu
Întreprinderea metalurgică — Iași

Cercetări privind măsurarea și studiul forțelor de profilare cu captori de presiune, prin tensometrie electrică rezistivă, în cajele formatoarelor mari de țevi sudate pe generatoare

2 1.774.2

Analiza posibilităților

Avînd în vedere necesitatea asimilării în producție a unor noi tipuri de conducte metalice la Întreprinderea metalurgică din Iași, s-a elaborat o metodologie originală de cercetare a parametrilor dinamici specifici procesului de profilare a țevilor.

Obiectivul principal al acestor cercetări l-a constituit stabilirea tehnologiei optime de formare a țevilor din bandă de oțel cu calități superioare. În această situație s-a impus găsirea unor soluții necesare rezolvării problemelor de experimentare pe utilaje industriale, în cazul formatoarelor mari de țevi profilate.

Pentru măsurarea și studiul parametrilor dinamici la profilarea țevilor, dinamometrele mecanice nu pot fi utilizate la formatoarele de țevi și profile, avînd în vedere următoarele:

— imposibilitatea montării acestora pe cajele de profilare, la locurile adecvate;

— caracterul variațiilor rapide ale forțelor și momentelor care se măsoară.

Avantajele sistemelor electronice sînt: siguranță mare în exploatare; simplitatea procesului de măsurare-experimentare; gabarit redus; construcție robustă și simplă, fără piese în mișcare; posibilități de înregistrare și telemăsurare; capacitatea de lucru în circuite cu măsurare continuă; întreținere ușoară. Pentru cercetările întreprinse s-a folosit aparatură electronică.

Fundamentarea problemei. Instalația de cercetare

Schema bloc a instalației de cercetare este prezentată în figura 1 (periile colectoare A, B, C și D sînt necesare numai la măsurarea momentelor rotoare cu torsiometre). Pentru măsurarea forțelor de profilare (F) numai pe o singură parte a cajelor formatoarelor de țevi — în mod direct, sau prin intermediul înregistrării variațiilor presiunii din mesdozele lagărelor cajelor (cazul de față) — s-a putut renunța uneori la unele din aparatele din componența schemei bloc generale.

La fiecare cajă (fig. 2), reglarea presiunii rolelor (forța de strîngere inițială F_i) se poate face prin acționarea șuruburilor (*5*), care deplasează pe verticală portlagărele superioare (*3*) în care se găsesc amortizoarele pneumohidraulice (mesdozele). În acest mod se obține forța de profilare (F) necesară pentru deformarea benzii care se curbează între cele două role (*6*), (*8*).

Pentru efectuarea cercetărilor pe cît mai multe tipodimensiuni de țevi și construcții de formatoare, păstrînd metodologia generală de

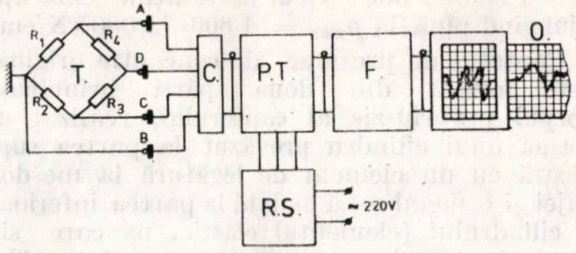


Fig. 1. Schema bloc completă a instalației de cercetare: T — traductori montați în punte Wheatstone; (A, B, C, D) — perii colectoare; G — cutie de comutare; $P.T.$ — aparat de măsură universal (punte tensometrică tranzistorizată); $R.S.$ — redresor-stabilizator; F — filtru suplimentar; O — aparat înregistrator (inscriptor în coordonate $x - y$, tip Varian)

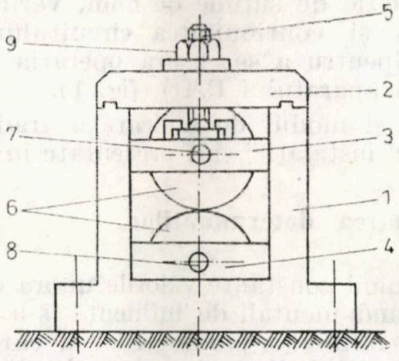


Fig. 2. Caja de formare a țevilor profilate:
1 și *2* — elementele cadrului cajei; *3* și *4* — portlagăre; *5* — șuruburi de reglare; *6* — role; *7* și *8* — arborii rolelor; *9* — sistemele de strîngere-fixare a șuruburilor de reglare

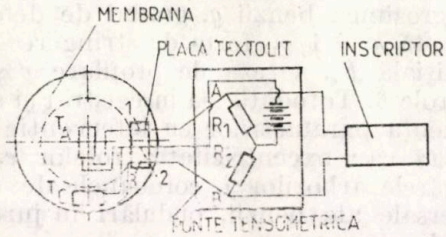


Fig. 3. Modalitatea de aplicare a traductorilor (TER) în cadrul captorului de presiune:
T_A — traductor activ; T_C — traductor de compensare termică; *1*, *2*, *3* — conexiuni

cercetare bazată pe tensometrie electrică rezistivă, a fost necesar să se apeleze la înlocuirea elementului sensibil (utilizat în cazul măsurării forţelor de profilare în mod direct) printr-un captor de presiune. Cajele formatorului fiind dotate cu amortizoare pneumohidraulice numite mesdoze (care au rolul principal de a diminua şocurile şi vibraţiile puternice ce iau naştere în timpul procesului de formare a ţevii), captorul poate fi ataşat la acestea, preluînd astfel variaţiile de presiune ale fluidului din interiorul lor. Cunoscînd suprafaţa (A) de acţionare a presiunii (p) în captor, forţa de profilare (F) se poate calcula cu relaţia :

$$F = A \cdot p \quad \text{(daN)} \qquad (1)$$

Mesdozele sînt reglate în prealabil la o presiune $p = 1\,000-1\,300$ (N/cm²), variaţiile care apar ajungînd pînă la $p_{max} = 1\,800-2\,000$ (N/cm²).

Captorul de presiune de concepţie originală este format din două părţi principale : corpul propriu-zis al captorului, realizat sub forma unui cilindru prevăzut la partea superioară cu un element de legătură la mesdoza cajei şi o membrană sudată la partea inferioară a cilindrului (elementul elastic, pe care sînt fixate în interior mărcile tensometrice). Traductorii electrotensometrici rezistivi (mărcile) au fost de fabricaţie românească (TER 10 H—120), cu $R = 120$ (Ω), constanta de tensosensibilitate $k_t = 2$ şi baza de 10 mm pe suport de hîrtie, toate mărcile fiind în prealabil sortate cu o precizie de sutime de ohm, verificîndu-se totodată şi continuitatea circuitului traductorilor (pentru a se uşura operaţia de echilibrare a aparatului P.T.) (fig. 1).

Locul şi modul de aplicare a traductorilor în cadrul instalaţiei sînt prezentate în figura 3.

Efectuarea determinărilor

Menţinînd constante valorile unora din parametrii fundamentali de influenţă s-a cercetat, pe rînd, influenţa parametrilor a căror intervenţie a fost dirijată şi supravegheată (valoric, local şi temporal) *în mod intenţionat*. Aceşti din urmă parametri au fost : calitatea materialului benzii de tablă, diametrul ţevii D, lăţimea $2B$ şi grosimea benzii g, gradul de deformare pe treaptă $k = 1/\varrho$, forţa de strîngere — profilare iniţială F_i, viteza de profilare v şi jocul dintre role δ. Totodată s-a înregistrat şi studiat şi influenţa parametrilor cu intervenţie *neintenţionată* ca : excentricitatea rolelor e, jocul din lagărele arborilor j, cordoanele de sudură transversale ale benzii, ondulări în jurul axei longitudinale.

Înainte de începerea cercetărilor propriu-zise, s-au efectuat în laborator mai multe verificări.

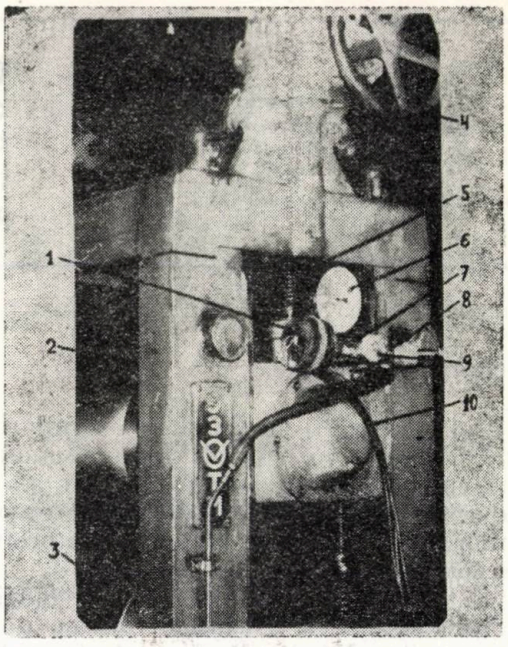


Fig. 4. Montarea captorului de presiune la caja de profilare : *1*—captor ; *2*—rolă superioară ; *3*—rolă inferioară ; *4* — roată de mînă pentru reglarea forţei de profilare iniţiale (F_i) ; *5*—şurubul de forţă ; *6*—manometru ; *7*—reducţie ; *8*—amortizor pneumohidraulic (mesdoză) ; *9* — robinet ; *10* — cablu coaxial ecranat

Tabelul 1

Caja	Parametrii iniţiali			Parametrii determinaţi experimental			Inscriptor	
	g	v	P_i	p_{max}	p_{min}	p_m	x	y
	mm	m/min	N/cm²				s/cm	mV/cm
III	5,62	30	750	790	750	775	1	0,2
	5,58			786	696	756	1	0,2
	5,50			770	730	750	1	0,2
IV	5,74	30	900	925	875	900	1	0,2
	5,63			906	880	893	1	0,2
	5,58			910	855	882	1	0,2
V	5,70	30	840	860	835	847	1	0,2
	5,66			856	815	835	1	0,2
	5,72	25		883	830	856	0,5	0,2
	5,66			876	836	853	0,5	0,2
VI	5,78	30	1 450	1 556	1 428	1 492	1	0,2
	5,71			1 532	1 420	1 476		
	5,69			1 530	1 438	1 484	1	0,2
	5,65			1 528	1 438	1 483	1	0,2
	5,64			1 508	1 416	1 462	1	0,2
	5,60			1 460	1 438	1 449	1	0,2

Captorul de presiune a fost apoi montat la caja de profilare (fig. 4) prin intermediul reducției (7). Sistemul pneumohidraulic este dotat și cu un robinet (9), pentru desfacerea legăturii dintre captor și mesdoză. Pe parcursul cercetărilor, aparatele de măsură și înregistrare au fost amplasate la o distanță de cca 6 m de caja respectivă, pentru a diminua efectele vibrațiilor asupra rezultatelor măsurătorilor.

În cadrul lucrării de față, sînt prezentate numai rezultatele cercetărilor efectuate în următoarele condiții: pentru fiecare cajă, avînd în vedere dificultățile semnalate anterior, s-a lucrat cu forțe de strîngere inițială (F_i) constante (p_i = const.), cu viteze de profilare constante (v = const., cu excepția cajei V), determinările efectuîndu-se numai pe o parte a cajelor (cu excepția cajei VI), deci, în realitate, *măsurîndu-se jumătate din forța de profilare* pe cajă ($F/2$). S-a urmărit în special influența grosimii benzii (g), efectuîndu-se un număr de peste 500 de determinări, mai ales atunci cînd semifabricatul sub formă de bandă prezenta abateri grave ale valorilor acestui parametru, uneori în afara limitelor toleranțelor admisibile.

Cercetările au fost efectuate la cajele III, IV, V și VI, în condiții reale de fabricație, semifabricatul fiind bandă de oțel OL37, pentru calibrarea: diametrul țevii $D = 2r = 216{,}1$ (mm); lățimea benzii $2B = 678{,}5$ (mm); grosimea benzii $g = 5{,}56 \pm 0{,}1$ (mm). În aprecierea valorilor măsurate, ca și la etalonare, s-a ținut seamă de scăderile utilizabile la aparatul înregistrator (inscriptorul Varian).

Analiza rezultatelor

Studiul diagramelor obținute la inscriptor evidențiază următoarele constatări (tab. 1):

1) Se remarcă faptul că presiunea maximă (p_{max}) — deci și forța de profilare (F_{max}) — crește odată cu creșterile grosimii benzii (g), dacă nu intervine major o altă dominantă (fig. 5).

2) Variațiile forței minime (F_{min}) — respectiv presiunii minime (p_{min}) — și a celei medii (p_m), calculată cu relația:

$$p_m = \frac{p_{max} + p_{min}}{2} \qquad (2)$$

nu sînt totdeauna proporționale cu (g). Influența unora din factorii accidentali cu intervenție neintenționată este uneori puternică.

3) Pentru a scoate în evidență variațiile proporționale ale forțelor de profilare (F), s-au calculat, pentru procentele $\Delta g/\%$ din $g_{max}/$ la fiecare cajă, următorii parametri (tab. 2), atît valoric (N/cm²), cît și procentual (%):

Tabelul 2

Caja	Δg		$(\Delta g)_{cj}$		p	Δp_m		$(\Delta p_m)_{cj}$		Δp_{max}		$(\Delta p_{max})_{cj}$	
	mm	% (g_{max})	mm	%	N/cm²		%	%		N/cm²	%	%	
	0,13	97,73			40	25	3,33			40	5,33		
III	0,17	97,04	0,25	(3,33)	90	6	0,80	(1,34)		36	4,80	(14,62)	
	0,25	95,65			40	0	0			20	2,66		
	0	100			50	0	0			25	2,77		
IV	0,11	99,08	0,16	2,8	26	−7	−0,77	1,38		6	0,66	1,51	
	0,16	97,21			55	−18	−2,00			10	1,11		
	0	100			25	5	0,59			20	2,38		
1	0,04	99,29	0,04	0,7	41	5	−0,59	0,59		16	1,90	2,14	
V	0	100			53	16	1,90		1,15	43	5,11		3,42
2	0,06	98,95	0,06	1,0	40	13	1,54	1,72		36	4,28	4,69	
	0	100			128	42	2,89			106	7,31		
	0,07	98,78			112	26	1,79			82	5,65		
	0,09	98,44			92	34	2,34			80	5,51		
VI	0,13	97,75	0,18	3,1	90	33	2,27	1,69		78	5,37	4,75	
	0,14	97,57			92	12	0,82			58	4,00		
	0,18	96,88			22	−1	−0,06			10	0,68		

— diferențele (Δp) dintre mărimile extreme ale forțelor înregistrate:

$$\Delta p = p_{max} - p_{min} \qquad (3)$$

— diferențele dintre presiunile medii (p_m), respectiv cele maxime (p_{max}) și presiunea (p_i)

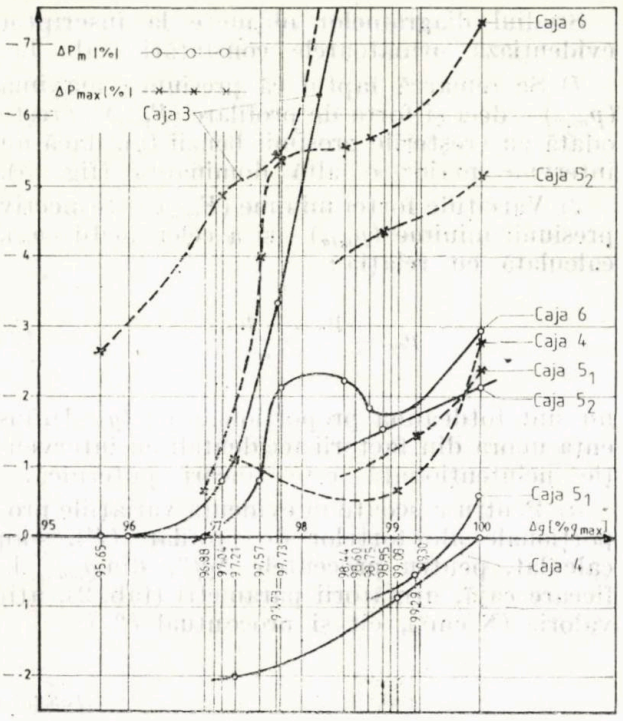


Fig. 5. Variația parametrilor Δp_m și Δp_{max} în funcție de modificările grosimii benzii Δg

corespunzătoare forței de strângere-profilare inițiale (F_i) — pentru fiecare determinare (fig. 5):

$$\Delta p_m = p_m - p_i \qquad (4)$$

$$\Delta p_{max} = p_{max} - p_i \qquad (5)$$

și respectiv — mediile lor pentru fiecare cajă (fig. 6):

$$(\Delta p_m)_{cj} = \frac{\sum_{i=1}^{n} (\Delta p_m)_i}{n} \qquad (6)$$

$$(\Delta p_{max})_{cj} = \frac{\sum_{i=1}^{n} (\Delta p_{max})_i}{n} \qquad (7)$$

unde (n) reprezintă numărul de determinări pentru fiecare cajă.

4) Se observă că majoritatea determinărilor dau valori: pentru $\Delta p_m = 0 - 3{,}33$ (%) și pentru $\Delta p_{max} = 0{,}66 - 7{,}31$ (%).

5) În afară de caja *IV* (pentru Δp_{max}) și caja *VI* (pentru Δp_m) unde există unele discontinuități (scăderi de presiune), toate curbele prezintă (fig. 5) creșteri ale parametrilor (Δp_m) și (Δp_{max}), odată cu creșterea lui (Δg).

6) Valorile foarte mari, dar de scurtă durată ale parametrului (F_{max}) înregistrate la caja *III* ($p_{max} = 1\,123$ N/cm² sau $p_{max} = 1\,020$ N/cm²), se explică prin trecerea *cordoanelor de sudură transversale ale benzii* (care provoacă șocuri de 346 N/cm² și respectiv 260 N/cm²) și prin predeformarea puternică a benzii (mai ales a marginilor ei) după o rază constantă. Fenomene similare se constată și la cercetările efectuate pentru caja *V*, dar de anvergură ceva mai mică.

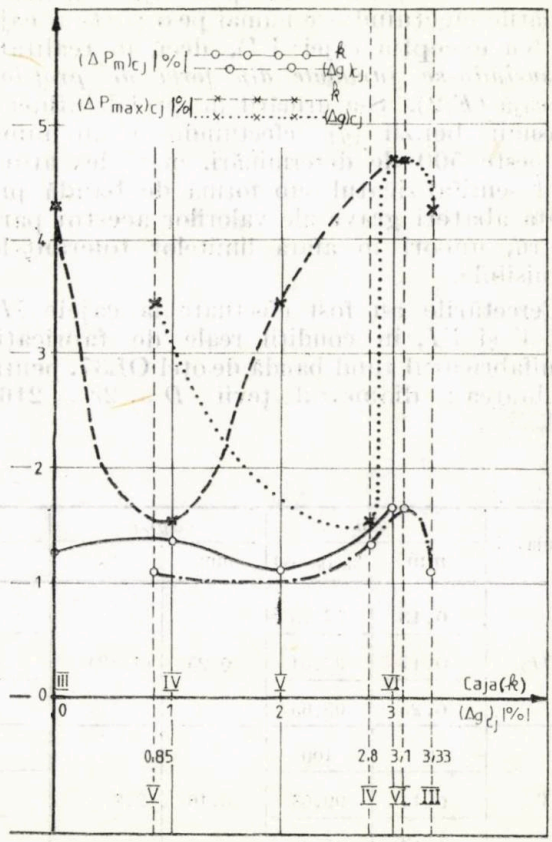


Fig. 6. Variația parametrilor $(\Delta p_m)_{cj}$ și $(\Delta p_{max})_{cj}$ în funcție de curbura ($k = 1/\rho$), pentru fiecare treaptă de deformare

7) Cu toate că s-au luat măsuri speciale (intercalarea în circuitul schemei bloc fig. 1, după aparatul de măsură P.T., a unui filtru suplimentar „trece jos" (F)), nu s-au putut elimina complet influențele vibrațiilor și trepidațiilor provocate de la motoare și de la caje și, ca atare, pe diagramele înregistrate la inscriptor apar mici oscilații de frecvență mare și amplitudine mică de-a lungul curbelor, care însă nu impietează prea mult fidelitatea și acuratețea fenomenelor cercetate.

8) La caja *V* s-au efectuat determinări pentru două viteze de profilare ($v_1 = 30$/m/min și $v_2 = 25$/m/min); se constată că, în acest

caz, la viteze mai mici forţele de profilare (F) cresc (tab. 1).

9) Nu s-au putut efectua cercetări pentru mai multe valori ale parametrilor (v), (p_i), (g) etc., din cauza imposibilităţilor de a interveni prea des în fluxul de fabricaţie prin modificări intenţionate ale valorilor parametrilor respectivi sau de a folosi în mod abuziv rulouri cu bandă prezentînd variaţii grosiere ale grosimii.

10) Consecinţele negative ale influenţei parametrilor cu intervenţie neintenţionată s-au constatat printr-o verificare vizuală a aspectului eboşei sau ţevii profilate, prin controlul curburii dintre caje şi prin analiza nedistructivă a cordonului de sudură longitudinal la defectoscopul cu ultrasunete YD—20.A. Calitatea cordonului de sudură depinde, în cea mai mare parte, de poziţia relativă a marginilor benzii în plan longitudinal (unghiul de incidenţă axial $\alpha_{optim} = 1°30'$, pentru a se obţine productivitatea sporită) şi în plan transversal (unghiul de refulare $\beta_{optim} = 2°-8°$). S-a constatat că factorul cu pondere mare în dereglarea acestor valori este ondularea benzii.

11) Cunoscînd valoarea presiunii (p), forţa de profilare se calculează cu relaţia (1), în care A este aria şurubului de strîngere a mesdo zelor.

12) Analiza parametrilor $(\Delta p_m)_{cj}$ şi $(\Delta p_{max})_{cj}$ în funcţie de $(\Delta g)_{cj}$ sau de cajă (curbura pe treaptă $k = 1/\rho$) (fig. 6) arată pentru primul — o variaţie lentă, cu tendinţa generală de creştere odată cu „k" (cu excepţia cajei V) şi odată cu „Δg" (cu excepţia valorii maxime $\Delta g = 3{,}33$ %), iar pentru al doilea — o variaţie foarte neuniformă, cu valori minime pronunţate pentru caja IV şi pentru $\Delta g = 2{,}8$ %. Oricum însă, valorile maxime se obţin la deformaţii puternice (cajele III şi IV), în rest intervenind cu pondere mai ales sudurile transversale şi ondulaţiile benzii, care provoacă anomaliile semnalate.

Concluzii

Pe baza cercetărilor întreprinse s-au putut calcula valorile medii ale parametrilor $(\Delta p_m)_{cj}$ şi $(\Delta p_{max})_{cj}$, pentru toate cele patru caje unde s-au efectuat cercetările:

$$(\Delta p_m)_{cj,m} = \frac{\sum_{i=1}^{n} (\Delta p_m)_{cj,i}}{n} = 3{,}30(\%) \qquad (8)$$

$$(\Delta p_{max})_{cj,m} = \frac{\sum_{i=1}^{n} (\Delta p_{max})_{cj,i}}{n} = 7{,}27\,(\%) \qquad (9)$$

unde $n = 4$ este numărul de caje.

În mod similar noţiunilor definite la măsurarea forţelor de profilare în mod direct; ($K_{1(m)F}$ şi $K_{1(max)F}$) se obţin astfel conform relaţiilor (8) şi (9).

— Rezultatele cercetărilor semnalate la punctul *1* şi aplicate în producţie [8]—[11] au permis elaborarea de propuneri pentru o metodă originală şi realistă de proiectare a formatoarelor de ţevi sudate longitudinal.

— Metodologia de cercetare prezentată a fost utilizată şi pentru asimilarea în producţia curentă de noi tipuri de ţevi şi conducte.

— Se remarcă posibilitatea înregistrării variaţiilor valorilor forţelor de profilare din cajele formatoarelor de ţevi, ceea ce a permis îmbunătăţirea parametrilor de reglare pentru diferite tipodimensiuni (calibraţii) de ţevi.

— Stabilirea modului de influenţă: efort—condiţii de deformare—calitatea produsului oferă datele necesare creşterii preciziei de prelucrare prin profilare şi, implicit, creşterii productivităţii.

— La apariţia unor suprasarcini periculoase, care conduc sigur în final la rebutarea ţevii sau la deteriorarea utilajelor, procesul de producţie poate fi oprit din timp prin utilizarea instalaţiei şi a metodologiei prezentate, de unde rezultă economii de material, timp, forţă de muncă şi energie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bhattacharyya, D. ş.a. *An investigation into the forming of integral fins.* În: J. Mech. Working Tehnol, S.U.A., nr. 3, 1980, 3/4, p. 313—329.

[2] Ditges, G. *Das Profilieren von Rohren und experimentelle Bestimmung der Spannungen bei Bandmaterial.* În: Bänder.Bleche.Rohre,R.F.G., 1967,nr.4, p. 213—223.

[3] Flohr, S. ş.a. *Übertragbarkeit der Gesetzmässigkeiten beim Profilieren von Metallband auf verschiedene Profilquerschnittsformen.* În: Fertigungstechn. u. Betr., R.F.G., 26, nr. 9, 1976, p. 544—547.

[4] Hofmann, F. *Hartmetallwalzen für die spanlose Umformung durch Kaltwalzen* (II). În: Draht, R.F.G., 41, nr. 5, 1980, p. 265—267.

[5] Kato, K. *A Basic study on cold roll forming technique* În: Nippon Kokan Techn. Rep., Japonia, nr. 1, 1963, p. 44—45.

[6] Mäkelt, H. *Das Kaltwalzen von Profilen aus Blech.* În: Industrie—Anzeiger, R F.G., 76, nr. 69, 1954, p. 36—40.

[7] Masuda, M. ş.a. *Fundamental research on the cold roll forming of metal strips.* În: Bull. JSME, nr. 7, 1964, 28, p. 827—834.

[8] Nicolescu, D. *Instalaţie de măsurat forţele la formatoarele de ţevi sudate pe generatoare şi de profiluri.* Vol. „Fiabilitatea în construcţia de maşini", Iaşi, MUSD, 1975, p. 189—192.

[9] Nicolescu, D. *Cercetări cu privire la măsurarea forţelor pe bază de tensometrie electrică rezistivă la cajele formatoarelor de fabricare la rece a ţevilor sudate longitudinal, în condiţii de lucru variabile.* Primul simpozion naţional de tensometrie, vol. 1, Iaşi, 1977, p. 269—274.

[10] Nicolescu, D. *The determination of the dependence between the pressing forces in the cages of the formes of longitudinally soldered tubes and the thickness of the plate strip.* Bul. Inst. pol.—Iaşi, 1—4, s. IV, 1982.

[11] Nicolescu, D. *Contribuţii la studiul şi experimentarea prelucrării prin deformare continuă la rece în profilarea benzilor de tablă.* Teză de doctorat, Institutul politehnic „Gh. Asachi" — Iaşi, 1983.

Dezvoltări și perspective privind producția de carburi metalice sinterizate *

Ing. P. Nicolae
Institutul de cercetări metalurgice
București

Z: 6 21.762

Carburile metalice sinterizate sînt materiale tenace comparativ cu alte materiale dure. În domeniul de duritate *HV*30 750—2 000, carburile metalice sinterizate sînt materialele care îmbină cel mai bine proprietăți contradictorii, ca duritatea și tenacitatea, astfel încît își găsesc largi întrebuințări în cele mai diverse domenii ale tehnicii contemporane (scule aşchietoare, matrițe și filiere pentru deformarea la rece și la cald a metalelor, inserții pentru armarea sapelor din industria minieră și petrolieră, produse speciale puternic solicitate la uzare și compresiune, role și cilindri de laminare etc.).

Cercetările privind producerea acestor materiale în R. S. România au fost abordate în anii 1950—1960 la Institutul de cercetări metalurgice din București.

În deceniul 7 s-a pus în funcțiune, pe baza cercetărilor întreprinse la ICEM, prima capacitate industrială destinată, în principal, fabricației de filiere.

Cercetările s-au continuat, astfel că în anii 1970—1971 s-a finalizat pe baza tehnologiei ICEM o nouă capacitate industrială destinată inițial fabricației de plăcuțe aşchietoare.

La nivelul anului 1982, necesarul de produse din carburi metalice sinterizate era asigurat în proporție de 85 % din producția internă, 15 % asigurîndu-se din import (în special plăcuțe cu prindere mecanică-tipodimensiuni și sorturi de mare performanță).

În tabelul 1 se prezintă structura producției de carburi metalice sinterizate (CMS) în S.U.A. la nivelul anului 1981 [2] și în R.S. România la nivelul anului 1982.

Tabelul 1

Produse din CMS sau înlocuitori	S.U.A.	R.S.R.
Produse CMS pe bază de WC, %	68	95
Produse CMS pe bază de WC acoperite cu structuri extradure, %	26	5
Produse CMS pe bază de TiC, %	4	—
Înlocuitori ai CMS (ceramică, cermeturi, altele)	2	—

Din tabel se observă că sistemul de bază în producția de aliaje dure sinterizate rămîne WC—Co (94 % în S.U.A., 100 % în R.S.R.).

Cantitatea de 5 % plăcuțe amovibile acoperite cu straturi extradure-depunere chimică din fază gazoasă de TiC și TiN și depunere mecanică de TiC fixată prin tratament termic reprezintă pentru R.S.R. cca 30 % din producția de plăcuțe amovibile (cca 20 % din totalul plăcuțelor aşchietoare produse). În țările dezvoltate, ponderea în producția de plăcuțe aşchietoare o au cele amovibile (cea mai mare parte sub formă de plăcuțe acoperite la care se adaugă plăcuțele pe bază de TiC sau ceramică) [3], [4].

Carburile metalice sinterizate sînt materiale vitale dezvoltării oricărei industrii moderne, în compoziția cărora intră metale ale căror rezerve sînt limitate (producția mondială de wolfram este de cca 50 000 t/an, iar cea de cobalt, cca 25 000 t/an).

În prezent din consumul mondial de wolfram cca 60 % revine carburilor metalice sinterizate, iar din consumul de cobalt, cca 5 % [5], [6].

În R.S.R., principala rezervă pentru producția de carburi metalice sinterizate o constituie materialele refolosibile (plăcuțe aşchietoare, filiere, matrițe etc. scoase din uz).

De aceea utilizarea produselor din carburi metalice sinterizate trebuie să fie încadrată într-o concepție unitară, în sensul recirculării maxime a materiilor prime printr-o valorificare superioară a metalelor din materialele refolosibile din carburi metalice sinterizate.

Una din căile care asigură o recirculare superioară este generalizarea folosirii plăcuțelor amovibile (cu prindere mecanică) care, pe lîngă multiple avantaje legate de creșterea eficienței economice în procesele de aşchiere, diminuează considerabil pierderile de metal dur.

Folosirea plăcuțelor aşchietoare brazabile presupune reascuțiri succesive și pierderi irecuperabile de metal dur.

Evitarea unor uzuri excesive (uzuri catastrofale) care cauzează de asemenea pierderi irecuperabile de metal dur și indici de recirculare inferiori, se poate realiza prin folosirea plăcuțelor amovibile acoperite cu straturi extradure (carburi de titan, nitrură de titan, carbonitruri de titan [1], [3], [4], [9], [10]).

Dezvoltarea tehnologiilor de acoperire de la I.M.F. și ICEM, precum și a altor tehnologii de depunere prin procedee fizice (placarea ionică, metalizarea reactivă în vid, difuzia plasmei etc.)

* Lucrarea a fost prezentată la „A II-a Conferință națională de metalurgia pulberilor", Cluj-Napoca, noiembrie, 1983.

asigură o îmbunătățire substanțială a calității plăcuțelor amovibile prin creșterea durabilității în exploatare.

În următorii ani se prevăd schimbări în ponderea diverselor produse din CMS, avîndu-se în vedere în principal necesarul industriei extractive și petroliere (în prezent cca 20% din producție). Cum acestea se vor fabrica exclusiv din pulberi din sistemul WC—Co, în domeniul plăcuțelor așchietoare se impune introducerea în fabricație a plăcuțelor pe bază de carbură de titan. Cercetările efectuate la ICEM [7] au arătat că plăcuțele amovibile pe bază de TiC pot acoperi cca 10—15 t din necesarul de plăcuțe așchietoare (domeniul prelucrărilor de finisare și semifinisare a metalelor).

Diversificarea domeniilor de întrebuințare, creșterea nivelului de rezistență mecanică și coeficienții sporiți de siguranță în exploatare impun o mai atentă determinare a proprietăților carburilor metalice sinterizate și implicit măsuri tehnologice adecvate.

Distrugerea prematură a unei scule din CMS este cauzată de defecte de structură și în special de porozitatea remanentă. Aceste defecte sînt proprii materialului, și cum CMS sînt materiale fragile, la o forță de compresiune de 3 000 N/mm², înainte de rupere, un aliaj cu 6% cobalt prezintă o deformație permanentă de 0,02% și o alungire de 0,1%, iar un aliaj cu 25% cobalt, o alungire de 1,5% și o deformație permanentă de 1%, important este să se definească domeniul de funcționare și modul în care aceste defecte pot fi limitate [1], [8].

Din punct de vedere termic, domeniul de funcționare a CMS este limitat la 900°C cînd duritatea Vickers scade de 5 ori. În figura 1 se prezintă dependența durității HV de temperatură [3].

Alături de temperatură (factor restrictiv de funcționalitate), duritatea este influențată și

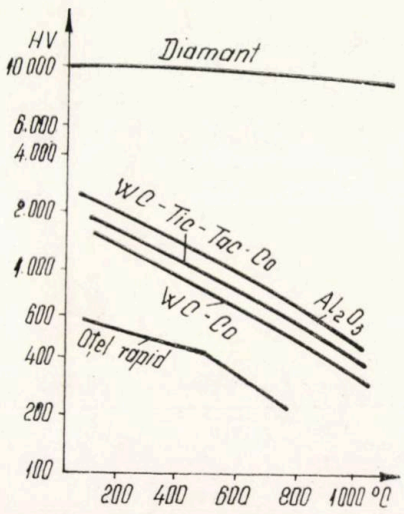


Fig. 1. Influența temperaturii asupra durității Vickers a unor materiale folosite în producția de scule

de compoziția chimică și granulația fazei carbură.

Din punct de vedere al rezistenței mecanice, domeniul de funcționare a CMS este mult mai nuanțat, fiind situat între valorile foarte înalte ale rezistenței la compresiune (3 000—7 000 N/mm²) și slaba rezistență la întindere (750—1500 N/mm²). Faptul că testul la încovoiere (forță aplicată la mijlocul unei epruvete sprijinite la capete) evidențiază cele două eforturi extreme (compresiune-întindere) face ca valoarea rezistenței la încovoiere să fie folosită preponderent pentru caracterizarea rezistenței mecanice (σ_i = 600 — 3 000 N/mm²).

În figura 2 se prezintă variația rezistenței la încovoiere cu conținutul de carbon al unui aliaj din sistemul WC—Co cu 25% cobalt [9]. Se observă că atît fazele decarburate (η), cît și

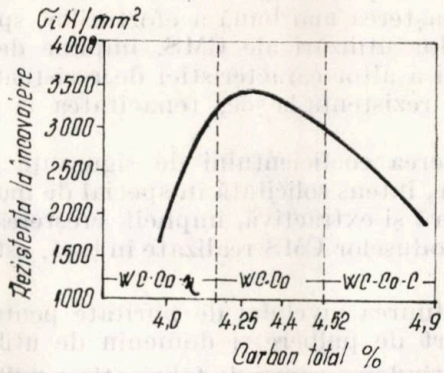


Fig. 2. Influența conținutului de carbon asupra rezistenței la încovoiere la un aliaj dur sinterizat (75% WC și 25% Co)

excesul de carbon micșorează vizibil rezistența la încovoiere. Valoarea maximă a σ_i corespunde unui maxim de conținut de wolfram în faza liant (Co).

Din figura 2 se poate deduce importanța bilanțului cu carbon în pulbere, înainte de presare, și în piesa finită, după sinterizare.

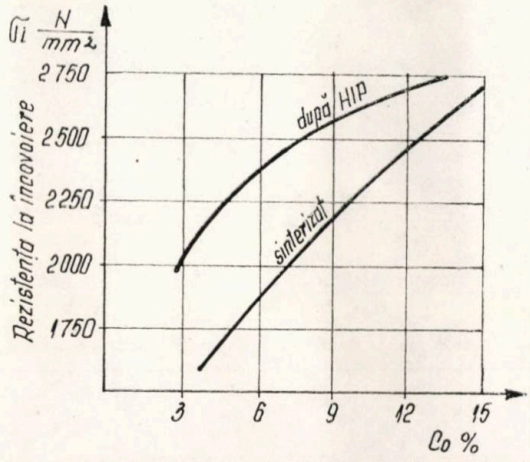


Fig. 3. Rezistența la încovoiere în funcție de conținutul de cobalt pentru carburi metalice sinterizate, cu sau fără tratament HIP (presare izostatică la cald)

Presupunînd că sînt întrunite toate condiţiile pentru realizarea unei valori maxime de rezistenţă mecanică (σ_i) — lipsa defectelor în structura sinterizată (faze defectuoase, impurităţi provenite din pulbere etc.) — nivelul porozităţii reziduale (maximum 0,2%) obţinut în tehnologia clasică (presare-sinterizare) va acţiona major asupra acestei válori.

Modul în care rezistenţa mecanică poate fi influenţată tehnologic se prezintă în figura 3, în care tratamentul HIP (presare izostatică la cald) a CMS după sinterizare conduce la creşterea rezistenţei la încovoiere cu valori apreciabile, în special la conţinuturi scăzute de cobalt [11].

Tratamentul HIP tinde să se generalizeze în tehnologia CMS, datorită în special creşterii coeficientului de siguranţă în exploatare, prin micşorarea porozităţii.

Cunoaşterea mai bună a eforturilor, specifice diverselor utilizări ale CMS, impune determinarea şi a altor caracteristici de rezistenţă mecanică : rezistenţa la şoc, tenacitatea la rupere etc.

Creşterea coeficientului de siguranţă în exploatare, intens solicitată în special de industria petrolieră şi extractivă, implicit creşterea calităţii produselor CMS realizate în ţară, este dictată de :

— definirea nivelului de puritate pentru fiecare sort de pulbere şi domeniu de utilizare;

— extinderea gamei de fabricaţie a pulberilor atît din punct de vedere chimic, cît şi al granulaţiei fazei carbură;

— îmbunătăţirea fazei de liere (natura liantului, dispersie în masa de pulbere etc.) cu posibilitatea obţinerii unor pulberi granulate, „calibrate" (pe clase granulometrice);

— promovarea unor tehnologii moderne (presarea izostatică la rece şi la cald, extruziunea, acoperirea cu straturi extradure etc.);

— introducerea unor teste suplimentare pentru o mai bună caracterizare a aliajelor dure (rezistenţă la şoc, rezistenţă la uzare, tenacitate la rupere etc.);

— o mai bună folosire a CMS prin cunoaşterea proprietăţilor specifice de către utilizator.

BIBLIOGRAFIE

[1] Spriggs, G. E. şi Bettle, D. I. *Proprietăţi şi utilizări ale carburilor metalice sinterizate.* În : Powder Metallurgy, Anglia, nr. 35, 1975.

[2] * * * *Towards improved performance of tool materials.* În : Metal Powder Report, Anglia, aug., 1981.

[3] Almond, E. A. *Dezvoltări potenţiale în materialele dure.* În : Powder Metalurgy, Anglia, nr. 3, 1982.

[4] Brookes, K. J. A. *World Directory and Handbook of Hardmetals.* Engineers' Digest Limited, 1979.

[5] Friedman, I. R. *Prospects for raw materials availability, price trends and recycling technology. Recent advances in hardmetal production.* Loughborough University, 1979.

[6] Johnstone, M. *Cobalt production and supply. Recent advantages in hardmetal production.* Loughborough University, 1979.

[7] Storin, A., Zamfirescu, C. şi Todiriţa, O. *Noi materiale sinterizate pe bază de carbură de titan pentru scule aşchietoare.* Cercetări Metalurgice, ICEM, vol. 20, p. 251.

[8] Nicolae, P. *Aspecte privind sinterizarea carburilor metalice.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1980.

[9] Schuhmacher, G. *Hard metals in modern technology.* În : Cobalt Information Centre, Belgia, 1972.

[10] Nicolae, P. şi Uzuru, D. *Cercetări privind comportarea la aşchiere a plăcuţelor din fabricaţia IMF, acoperite cu TiC, conform procedeului ICEM.* Cercetări Metalurgice, ICEM, vol. 19, 1978, p. 263.

[11] Rüdiger, O. şi Exner, H. E. *Contribution of basic research to hardmetal development.* The 4th European Powder Metallurgy Symposium, 1975, Grenoble, Franţa.

Ing. Pia Bălu, mat. Victoria Ciucu
și mat. I. Ciucu
C.C.P.T.Al. — Slatina

Modelarea matematică a aspectelor termice din catodul și straturile izolante ale cuvei de electroliză a aluminiului

CZ: 541.135: 669.71

Efectuarea bilanțului energetic al cuvei de electroliză a aluminiului presupune ca o componentă principală a acestuia determinarea pierderilor termice prin structura propriu-zisă a cuvei. Se estimează astfel că aceste pierderi reprezintă aproximativ 33% din totalul energiei intrate în procesul de electroliză a aluminiului. Dintre acestea, 11% reprezintă pierderile în ansamblul anodic, restul revenind pierderilor în ansamblul catodic, zonele de izolație (stratul de șamotă și diatomit) și zonele laterale ale cuvei.

Modelarea matematică efectuată pornind de la principiile de bază ale transferului termic a condus la evaluarea pierderilor termice prin ansamblul catodic și implicit în zonele de izolație ale vetrei cuvei. S-au stabilit următorii parametri termici: căderea de temperatură în catod în direcție verticală, densitatea fluxului termic, temperatura maximă și punctul în care este atinsă această temperatură, ca și căldura suplimentară produsă de catod.

În zonele din vatra cuvei unde nu este posibilă măsurarea efectivă a temperaturii s-a evaluat aceasta pe baza modelului matematic descris în continre.

Descrierea modelului matematic

Partea catodică a cuvei de electroliză a aluminiului se consideră un corp omogen, în masa căruia sînt repartizate surse de căldură q_v uniforme și constante.

Ecuația diferențială a cîmpului de temperatură T în caz unidirecțional, conform [1], are următoarea formă:

$$\frac{d^2T}{dx^2} + \frac{q_v}{\lambda} = 0 \qquad (1)$$

în care λ este conductivitatea termică, iar x reprezintă coordonata axei respective.

Pentru rezolvarea acestei ecuații trebuie stabilite condițiile la limita de separație a părții catodice cu straturile materiale înconjurătoare.

În figura 1 se prezintă schema generală a părții catodice a cuvei și parametrii modelului.

Condițiile la limită de prima speță sînt următoarele:

$$T_{x=0} = T_0$$
$$T_{x=\delta} = T_1 \qquad (2)$$

Prin dubla integrare a ecuației (1) rezultă:

$$T = -\frac{q_v}{2\lambda} x^2 + C_1 x + C_2 \qquad (3)$$

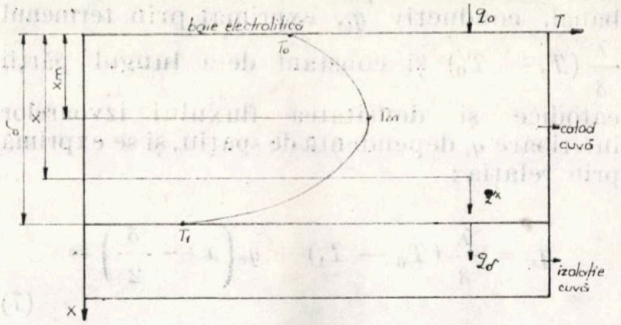


Fig. 1. Schema generală a părții catodice a cuvei și parametrii modelului

Prin aplicarea condițiilor la limită (2) rezultă expresia constantelor de integrare C_1 și C_2:

$$C_1 = \frac{q_v \delta}{2\lambda} - \frac{T_0 - T_1}{\delta}$$

$$C_2 = T_0$$

Introducînd aceste constante în relația (3), rezultă ecuația curbei de temperatură în grosimea părții catodice:

$$T = T_0 - \frac{q_v}{2\lambda} x^2 + \left[\frac{q_v \delta}{2\lambda} - \frac{T_0 - T_1}{\delta} \right] x \qquad (4)$$

În scopul simplificării scrierii relației (4) se stabilește expresia densității fluxului termic unitar q exprimat prin legea Fourier:

$$q = -\lambda \frac{dT}{dx}$$

Din relațiile anterioare rezultă expresia densității fluxului termic unitar prin partea superioară a părții catodice:

$$q_0 = q_{x=0} = -\lambda \left(\frac{dT}{dx} \right)_{x=0} = \qquad (5)$$

$$= \frac{\lambda}{\delta} (T_0 - T_1) - q_v \frac{\delta}{2}$$

La partea inferioară a părții catodice rezultă următoarea expresie a densității fluxului termic unitar :

$$q_\delta = q_{x=\delta} = -\lambda \left(\frac{dT}{dx}\right)_{x=\delta} = \tag{6}$$

$$= \frac{\lambda}{\delta}(T_0 - T_1) + q_v \frac{\delta}{2}$$

Ultimele două relații evidențiază faptul că densitatea fluxului termic unitar q_x transmis prin partea catodică a cuvei de electroliză a aluminiului se compune din densitatea fluxului banal, conductiv q_b, exprimat prin termenul $\frac{\lambda}{\delta}(T_1 - T_0)$ și constant de-a lungul părții catodice și densitatea fluxului izvoarelor interioare q_i dependentă de spațiu, și se exprimă prin relația :

$$q_x = \frac{\lambda}{\delta}(T_0 - T_1) + q_v\left(x - \frac{\delta}{2}\right) = \tag{7}$$

$$= q_b + q_i$$

Introducînd expresia (5) în relația (4) rezultă :

$$T = T_0 - \frac{q_v}{2\lambda} x^2 - \frac{q_0}{\lambda} x \tag{8}$$

În relația (8), pentru $x = \delta$, rezultă căderea de temperatură $T_0 - T_\delta$ exprimată pe toată grosimea părții catodice a cuvei:

$$T_0 - T_\delta = \frac{\delta}{\lambda}\left(\frac{q_v}{2} + q_0\right) \tag{9}$$

Căldura produsă în catod pe grosimea totală a acestuia în direcție verticală se obține prin diferența dintre relațiile (5) și (6) care exprimă densitățile fluxurilor termice respective :

$$q_\delta - q_0 = q_v \cdot \delta \left[\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m}^2}\right] \tag{10}$$

În continuare se stabilește distanța X_m, la care valoarea temperaturii este maximă în interiorul catodului.

Diferențiind în raport cu x relația (8) și punînd condiția $dT/dx = 0$ rezultă :

$$X_m = -\frac{q_0}{q_v} \tag{11}$$

Folosind relația (10) rezultă în continuare :

$$X_m = \frac{q_0 \delta}{q_0 - q_\delta} \tag{12}$$

Valoarea maximă a temperaturii T_m în partea catodică a cuvei se obține din relația (8) prin înlocuirea lui x cu X_m.

Rezultă astfel :

$$T_m = T_0 - \frac{q_v}{2\lambda} X_m^2 - \frac{q_0}{\lambda} X_m$$

sau altfel exprimat, ținînd seamă de relațiile anterioare :

$$T_m = T_0 + \frac{q_0^2}{(q - q_0)2\lambda} \tag{13}$$

sau :

$$T_m = T_0 - \frac{X_m q_0}{2\lambda} \tag{14}$$

Din ultima relație, avînd în vedere că $q_0 < 0$, rezultă evident că $T_m > T_0$ și deci T_m reprezintă temperatura maximă atinsă în partea catodică a cuvei de electroliză.

Procedînd analog, din relația (4) rezultă următoarele expresii pentru punctul de extrem X_m și temperatura maximă T_m :

$$X_m = \frac{\delta}{2} - \frac{\lambda}{q_v \delta}(T_0 - T_1) \tag{15}$$

$$T_m = \frac{\lambda}{2q_v\delta^2}(T_0 - T_1)^2 + \frac{T_0 - T_1}{2} + \frac{q_v\delta^2}{8\lambda} \tag{16}$$

necesare pentru calculul acestor parametri în funcție de datele inițiale ale modelului.

Din relațiile (9) și (10), după efectuarea calculelor, rezultă :

$$T_0 - T_\delta = \frac{\delta}{\lambda}\left(q_\delta - \frac{q_v\delta}{2}\right) \tag{17}$$

Din această relație se obține expresia densității fluxului termic produs în punctul $x = \delta$, adică la limita de separație între partea catodică și stratul de șamotă al cuvei :

$$q_\delta = \frac{\left(T_0 + \frac{(q_v\delta)\delta}{2\lambda}\right) - T_\delta}{\frac{\delta}{\lambda}} \tag{18}$$

Această relație pune în evidență influența căldurii suplimentare produse în catod, care contribuie la creșterea temperaturii băii electrolitice a cuvei cu valoarea $\frac{(q_v\delta)\delta}{2\lambda}$.

Factorul $q_v\delta$ constituie de fapt căldura efectivă produsă de catod în direcție verticală pe toată grosimea acestuia, factor ce va fi exprimat în continuare.

Astfel, relația care exprimă fluxul termic unitar q_v pentru sursa interioară de căldură a catodului cuvei este următoarea:

$$q_v = \frac{R_e \cdot I_e^2}{V} - \frac{\Delta q}{V} \quad \left[\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m}^3}\right] \qquad (19)$$

din care rezultă:

$$\delta q_v = \frac{R_e I_e^2}{S_f} - \frac{\Delta q}{S_f} \quad \left[\frac{\mathrm{W}}{\mathrm{m}^2}\right] \qquad (20)$$

În relația (20) s-au folosit următoarele notații:

S_f este suprafața bazei catodului;
V — volumul catodului;
Δq — pierderea de căldură prin părțile laterale ale catodului;
I_e — intensitate electrică;
R_e — rezistența electrică.

Aplicarea relației (18) la evaluarea pierderilor termice prin cuvă a condus la explicarea influenței pe care o are căldura suplimentară produsă de catod atît asupra băii electrolitice, cît și asupra straturilor de izolație ale cuvei.

Pentru generalizarea modelului matematic privind analiza termică a cuvei de electroliză a aluminiului este necesară cunoașterea evoluției în funcție de timp a conductivității termice a materialelor constituente ale cuvei pe toată durata de funcționare a cuvei. De asemenea, stabilirea funcției $q_v = q_v(x)$ conduce la cunoașterea variației în funcție de x a căldurii efective produse de partea catodică a cuvei, aceasta realizîndu-se din abordarea aspectelor privind distribuția curentului electric prin catod.

Concluzii

Modelul matematic permite descrierea parametrilor termici ai catodului și, implicit, ai straturilor izolante ale cuvei de electroliză a aluminiului în scopul estimării pierderilor termice totale prin vatra cuvei de electroliză a aluminiului. De asemenea modelul permite simularea unor noi soluții tehnice privind o mai bună izolare a cuvei pentru minimizarea pierderilor termice ale acesteia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popa, B. și Vintilă, Constanța *Transfer de căldură în procesele industriale*. Cluj-Napoca, Editura Dacia, 1975, p. 75—77.

REVISTA REVISTELOR

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 10, 1984

Tendințe privind materialele refractare pentru siderurgie, p. 783 — Analiza sistemului de încărcare fără con. pe baza experimentelor model la scară industrială, p. 799 — Viteza de reducere a oxidului de fier din zgura lichidă cu ajutorul carbonului din fonta lichidă, p. 808 — Distribuirea manganului între topiturile de fier saturate cu carbon și fondanții pe bază de carbonat de sodiu și var, p. 816 — Testul de reducere a oxidului de fier micaceu artificial acoperit cu Na_2O și K_2O și a oxidului de fier micaceu natural, p. 822 — Viteza de absorbție a azotului insuflat în fonta lichidă, p. 825 — Economisirea de energie în laminoarele de benzi la cald acționate cu ajutorul unor articulații universale, p. 833 — Influența elementelor de formare a carburilor asupra proprietăților mecanice ale tablelor din oțel cu conținut foarte scăzut de carbon recoapte continuu, p. 838 — Sistem de control automat al sudurii la laminorul de țevi sudate, p. 847 — Calcularea diagramelor de echilibru Fe—C, Co—C și Ni—C, p. 857 — Dezvoltarea sistemului de măsură al formei foarfecelui pentru laminorul de benzi la cald, p. 865 — Măsurarea temperaturii benzii în linia de recoacere continuă, p. 866 — Sistem de călire a cilindrilor pe linia de recoacere continuă, p. 867.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 9, 1984

Materiale refractare din sistemul $MgO-Y_2O_3$, p. 6 — Cercetarea mecanică a comportării cordieritului la sarcini termice și de forță, p. 13 — Determinarea cantității de reziduuri insolubile în mulitul topit prin metoda dielcometrică, p. 18 — Aprecierea repartizării erorilor analizei roentgenofluorescente a materiei prime fără conținut de minereu, p. 21 — Căi de mărire a eficienței de utilizare a rezervelor de magnezită, p. 23 — Micșorarea pierderilor și a sărăcirii minereurilor la exploatarea zăcămintelor cu înclinare mare (abrupte), p. 27 — Regimuri de flotație a reziduurilor de magnezită din zăcămîntul de Satikhinsk, p. 28 — Repartizarea puterii în cuptorul electric cu trei faze la elaborarea periclazului, p. 31 — Legități privind formarea blocului la topirea brucitului în cuptorul termic de minereu OKB—955N, p. 36 — Curățarea electrozilor în cazul funcționării filtrului electric cu tensiune alternativă, p. 39 — Conductibilitatea termică a refractarelor în diferite medii, p. 42 — Situația și perspectivele torcretării cu flacără, p. 46 — Aplicarea acoperirilor din refractare zgurifiante pe căptușeala convertizoarelor, p. 48 — Cercetarea regimului de torcretare cu flacără a convertizorului de 300 t, p. 52 — Calculul aproximativ al flăcării de torcretare, p. 55.

Cercetări privind decantarea borurilor în aliajele deformabile Al-Cu-Mg, modificate cu titan și bor, destinate industriei aeronautice

Dr. ing. M. Ieneiu, dr. ing. P. Moldovan dr. ing. N. Panait și ing. Lidia Cristea
Institutul politehnic — București

CZ: 669.2/.8

Scopul investigațiilor

În ultimii ani cercetările privind modificarea aliajelor de aluminiu deformabile cu titan și bor au vizat, în afară de mecanismul de modificare sau corelația cu factorii tehnologici (viteza de turnare, temperatura de turnare etc.) și procesul de decantare a borurilor [1].

După cum se știe, cantitatea de faze secundare care se separă la limita grăunților, forma, dimensiunile și repartiția acestora au o influență considerabilă asupra caracteristicilor de plasticitate a lingourilor sau semifabricatelor [2], [3].

În cazul ideal, fiecare particulă intermetalică izomorfă cu aluminiul ar trebui să devină un centru de cristalizare pentru soluția solidă [4], [5]. Dacă o parte din aceste particule sînt împinse de cristalele în creștere la limita grăunților, atunci mărirea cantității de faze secundare prin acest mecanism se va răsfrînge negativ asupra plasticității semifabricatelor.

În prezenta lucrare sînt cuprinse concluziile cercetărilor experimentale privind fenomenul de decantare a borurilor, precum și influența filtrării asupra procesului de modificare la tratarea în stare lichidă a aliajelor de aluminiu deformabile, destinate industriei aeronautice.

Tehnica experimentală

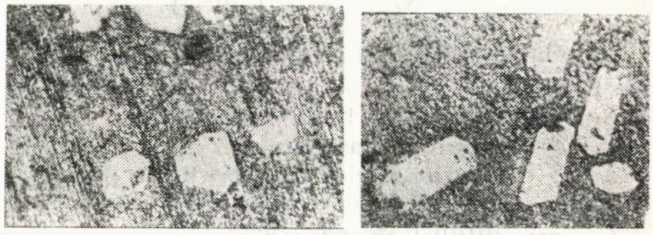
Cercetările experimentale s-au realizat într-o instalație de laborator complexă, care constă dintr-un cuptor electric (cu rezistoare) de topire și menținere (pentru decantarea borurilor) și un ansamblu de tratare în stare lichidă, rafinare-degazare, compus din cuptor de menținere, dispozitiv de filtrare-degazare continuă (filtru activ) și o instalație de turnare semicontinuă a barelor [6].

Filtrarea aliajelor s-a realizat pe filtre active formate din bile de alumină acoperite cu flux: 52% $MgCl_2$, 20% KCl, 16% MgF_2 și 12% CaF_2.

Temperatura de filtrare-degazare a fost de 700—750°C, iar temperatura de modificare a fost cuprinsă în intervalul 760—780°C.

Prealiajele utilizate la modificare au fost bare și blocuri de forma AlTi5Bl, conținînd $TiAl_3$ sub formă de plăcuțe (fig. 1, *a* și *b*).

Pentru degazare s-a utilizat argon de puritate 99,995%.



a *b*

Fig. 1. Microstructuri ale aliajului Al-Cu-Mg modificat: *a* — cu forme hexagonale de TiB_2; *b* — cu forme alungite de $TiAl_3$; ×400

Instalația de filtrare a fost utilizată mai ales pentru a se studia influența filtrării asupra procesului de modificare.

Compoziția chimică a aliajelor de aluminiu deformabile din sistemul Al-Cu-Mg cercetate este dată în tabelul 1.

După topire și rafinare (filtrare-degazare continuă), aliajele au fost supuse modificării cu titan și bor. Conținuturile de titan și bor utilizate pentru modificare au fost: 0,02% Ti + + 0,04% B; 0,05% Ti + 0,01% B; 0,08% Ti + + 0,016% B și 0,1% Ti + 0,02% B.

Aliajele rafinate au fost menținute apoi 0,5; 1; 3, respectiv 6 h în cuptorul de decantare în creuzete ceramice de formă tronconică. După menținere la duratele stabilite mai sus, probele au fost secționate transversal la diferite distanțe pe înălțime și studiate la microscopul optic MC5A.

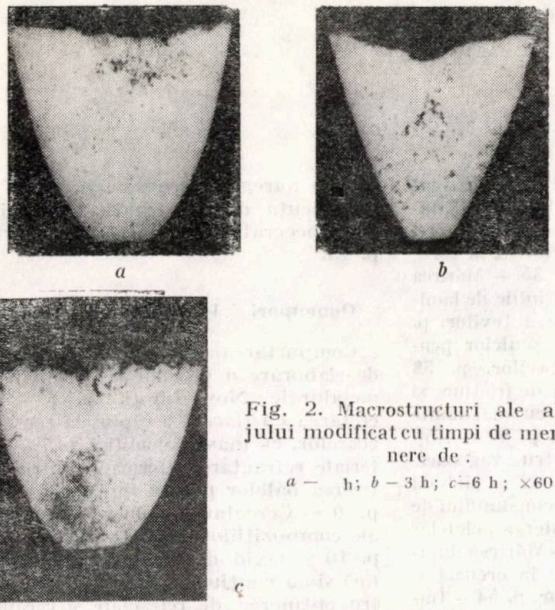
Compoziția chimică a unor aliaje de aluminiu pentru industria aeronautică *Tabelul 1*

Marca aliajului	Conținutul, %								
	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr
D 16	4,84	0,32	0,26	0,63	1,35	0,14	0,1	0,05	0,13
2024	3,83	0,43	0,38	0,60	0,74	0,074	—	0,032	—

Interpretarea rezultatelor cercetărilor experimentale

Prin filtrarea topiturilor metalice pe filtre active, practic s-a eliminat posibilitatea existenței macroincluziunilor și chiar a microincluziunilor (sub 30—50 μm) în aliajele cercetate, astfel că, prin modificare, în masa topiturii s-au introdus particule de $TiAl_3$ și boruri de tipul TiB_2, AlB_2 și $(TiAl)B_2$.

Pe măsura creșterii duratei de menținere, se constată o sedimentare vizibilă a borurilor, chiar în macrostructură. Macrostructurile aliajelor modificate și menținute 1, 3 și respectiv 6 h sînt prezentate în figurile 2, *a*, *b* și *c*. Din cercetările întreprinse cu ajutorul microsondei electronice se constată în special existența în



a *b* *c*

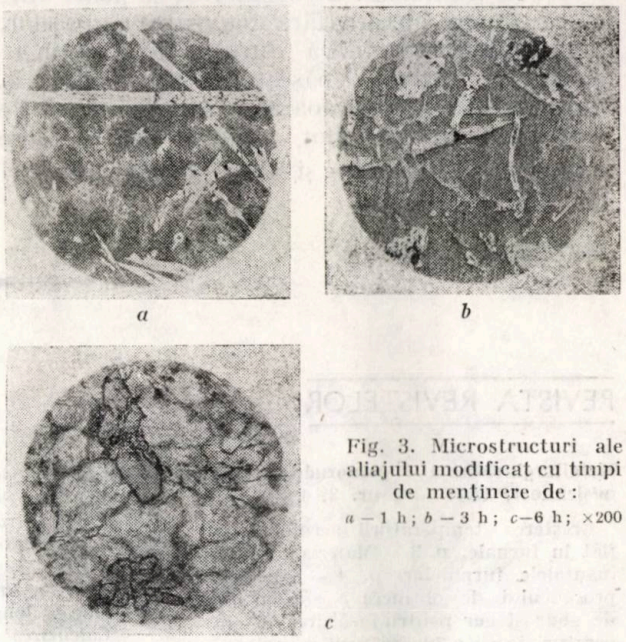
Fig. 2. Macrostructuri ale aliajului modificat cu timpi de menținere de : *a* — h; *b* — 3 h; *c* — 6 h; ×60

conglomeratele de boruri a borurii de titan TiB_2 și mai rar a borurilor complexe $(TiAl)B_2$. Dealtfel TiB_2 are densitatea cea mai mare dintre aceste boruri, fiind egală cu $4{,}98 \cdot 10^3$ kg/m^3. Creșterea cantității de modificator în aliaj are ca efect tendința mai mare de decantare a particulelor de TiB_2.

După menținere, probele de aliaje au fost filtrate în instalația de degazare-filtrare, constatîndu-se menținerea gradului de modificare la limita de dinaintea filtrării. Aceasta indică faptul că particulele de TiB_2 sînt foarte stabile și nu pot intra în reacție cu aluminiul pentru a forma compusul $TiAl_3$, care este germene potențial pentru aliaj. De asemenea s-a constatat că prin filtrare fără degazare aglomerările de boruri care depășesc în general 30 — 50 μm sînt reținute pe filtru și deci conduc la îmbunătățirea calității lingourilor turnate.

La filtrarea (fără degazare) aliajelor modificate, fără menținere în cuptorul de decantare, gradul de modificare scade apreciabil, aceasta fiind o consecință a reținerii pe filtrul activ a compusului $TiAl_3$.

Prealiajele modificate conțin particule de $TiAl_3$ sub formă de plăcuțe, care la menținere pînă la o oră în cuptorul de decantare conduc la modificarea optimă a structurii, dacă aliajele conțin 0,08% Ti + 0,016% B. Peste o durată de menținere de o oră începe practic deconectarea



a *b* *c*

Fig. 3. Microstructuri ale aliajului modificat cu timpi de menținere de : *a* — 1 h; *b* — 3 h; *c* — 6 h; ×200

și coagularea particulelor de TiB_2 existente în prealiajul modificator și a celor formate prin diferite reacții în timpul menținerii în cuptor (fig. 3,*a*, *b* și *c*).

Cercetările confirmă deci posibilitatea modificării optime a aliajelor din sistemul Al-Cu-Mg cu Ti + B la un conținut de 0,08% Ti + + 0,016% B, utilizînd prealiaje AlTi5Bl.

În același timp se poate evidenția faptul că doar compusul $TiAl_3$ are rol efectiv de germene activ pentru cristalizarea aluminului ($TiAl_3$ are rețea tetragonală cu parametrii : $a = 5{,}42$ Å și $c = 8{,}57$ Å). În aceste condiții iese în evi-

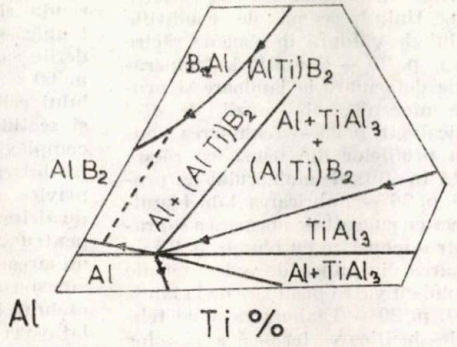


Fig. 4. Diagrama ternară de echilibru Al-B-Ti

dență pregnant rolul borului în reacțiile peritectice de formare a compusului $TiAl_3$ și de micșorare a solubilității titanului în aluminiu, mărindu-se astfel domeniul de stabilitate al compusului $TiAl_3$ (fig. 4).

În concluzie se poate afirma că, în practică, menţinerea aliajelor lichide în cuptor peste cca o oră conduce la decantarea borurilor (în special TiB_2 stabil). Acest compus poate influenţa negativ plasticitatea aliajelor turnate dacă la turnare se antrenează şi aceste aglomerări de boruri în cristalizor. De asemenea se poate afirma că o nouă filtrare (fără degazare) a aliajelor, după modificare (dacă durata de menţinere înainte de turnare depăşeşte o oră) conduce la obţinerea unor aliaje foarte pure (din punct de vedere al incluziunilor nemetalice) necesare industriei aeronautice şi altor domenii de vîrf ale tehnicii actuale.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Internationale Leichtmetalltagung.* Leoben-Wiena, 1971, p. 266—267.

[2] Marcantonio, J.A. şi Mondolfo, L. F. În: Met. Transactions, S.U.A., 1971, vol. 2, p. 465.

[3] Krîmov, A. P. ş.a. În: Ţvetnîe metalli, U.R.S.S., nr. 9, 1979, p. 81.

[4] Arnberg, L., Bäckerud, L. şi Klang, H. În: Metals Technology, Anglia, ian., 1982, p. 1—17.

[5] Davis, J. G. În: Met. Trans., S.U.A., vol. 1, 1970, p. 275.

[6] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait,N., Buzatu, M., Fazackaş, R., Cristea, L. şi Botoran, P. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1982.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennost, U.R.S.S., nr. 3, 1984

Creşterea temperaturii aerului insuflat în furnale, p. 3 — Materiale pentru mantalele furnalelor, p. 4 — Studierea procedeului de obţinere a amestecului de abur şi aer pentru încălzirea la temperaturi joase a încărcăturii de aglomerare, p. 6 — Oportunitatea tehnologică a utilizării zgurei de convertizor în încărcătura de furnal cu conţinut de pelete, p. 8 — Încărcarea materialelor cu conţinut de minereu de fier în amestec cu cocs, p. 10 — Controlul devierii încărcăturii şi studierea influenţei acesteia asupra procesului din furnal, p. 12 — Suflarea combinată în convertizoare cu pondere ridicată de deşeuri de metal în încărcătură, p. 14 — Eficienţa desulfurării oţelului prin utilizarea varului cu conţinut diferit de sulf, p. 16 — Alegerea unei scheme raţionale şi a parametrilor optimi de inversare a flăcării cuptoarelor Martin, p. 18 — Cercetarea stării termice a semifabricatelor turnate continuu, ţinînd seamă de condiţiile schimbului de căldură în zona de răcire secundară, p. 20 — Condiţii de temperatură şi de deformare la laminare şi proprietăţile mecanice ale benzii de oţel St 5 semicalmat, p. 23 — Laminarea controlată a profilelor din benzi, cu răcire controlată în fluxul laminorului de profile mari, p. 26 — Fabricarea tablei laminate la rece cu rugozitate normată a suprafeţei pentru acoperire cu plumb, p. 27 — Funcţionarea din punct de vedere termic a cuptorului cu vatră păşitoare de la laminorul 250, p. 29 — Elaborarea unei tehnologii de durificare termică a pieselor de asamblare la conductele de gaze magistrale, p. 31 — Influenţa metalelor de pămînturi rare asupra structurii şi proprietăţilor oţelului de tip 20H5FS, desinat sculelor pentru deformare la cald la laminoarele pentru roţi, p. 33 — Un nou oţel beton durificat termic, rezistent la coroziunea prin fisurare, p. 35 — Mărirea rezistenţei dornurilor de la liniile de laminare la cald longitudinale a ţevilor, p. 37 — Calcularea calibrării sculelor pentru refularea capetelor ţevilor, p. 38 — Utilizarea dispozitivelor de fricţiune şi amortizare la automatele cu mai multe poziţii de refulare la rece, p. 40 — Roţi cu înaltă rezistenţă pentru vagoanele de transport industrial, p. 42 — Metodă rapidă de determinare a consumului de gaze naturale pentru arderea peletelor de minereu de fier, p. 46 — Mărirea durabilităţii mecanismelor de la creuzet şi hala de turnare a furnalelor, p. 54 — Îmbunătăţirea axelor principale universale de la laminoarele de ţevi, p. 55 — Calcularea graficelor de reparaţii ale utilajelor din secţiile de laminare, p. 56 — Maşină pentru prelucrarea electrică cu scîntei a cilindrilor de laminor, p. 59 — Experienţa elaborării planurilor de reutilare tehnică şi de reconstrucţie în întreprinderile siderurgice din R.S.S. Ucraineană, p. 60 — Aprecierea generalizată a nivelului calităţii producţiei întreprinderilor şi secţiilor de ţevi, p. 62 — Un sistem complex de conducere a calităţii muncii în întreprinderi, p. 64 — Cercetări cu privire la funcţionarea cuptorului de încălzire de la laminorul continuu 250 pentru profile mici, p. 65 — Determinarea limitelor de inflamabilitate a amestecurilor de gaze şi aer la tratarea oţelului în afara cuptorului într-o instalaţie verticală, p. 69 — Aprecierea nivelului condiţiilor de muncă în secţiile de laminare a ţevilor, p. 70 — Utilizarea sifoanelor termice cu două faze, pentru răcirea agregatelor metalurgice, p. 71 — Experienţa dotării tehnice a serviciilor de dispecerat din cadrul secţiilor Martin, p. 73.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 10, 1984

Comportarea refractarelor în secţiile de elaborare a oţelului de la combinatul metalurgic Novo-Lipeţk, p. 6 — Torcretarea cu flacără a căptuşelii convertizoarelor, cu masă dolomitică, p. 7 — Materiale refractare neformate pentru căptuşirea oalelor pentru turnarea oţelului, p. 9 — Cercetarea unor proprietăţi ale compoziţiilor de $MgO—Cr_2O_3—TiO_2$, p. 10 — Oxid de aluminiu cu dispersie fină şi cu conţinut scăzut de alcalii, pentru obţinerea de refractare şi ceramică din corindon, p. 13 — Calcularea solicitărilor termoelastice într-un cilindru cav din ceramică, în cazul unui regim liniar de solicitare termică, p. 18 — Studierea fluidităţii maselor de cuarţit, p. 21 — Îmbogăţirea cu acid clorhidric a bauxitei pentru fabricarea refractarelor p. 24 — Refractare carborundice pentru furnale, p. 29 — Elaborarea unor loturi experimentale de refractare în condiţii industriale, p. 33 — Analiza regimurilor termice ale pereţilor cuptorului utilizînd metode de modelare matematică, p. 44 — Utilizarea refractarelor cu conţinut mare de alumină la închizătoarele cu sertar pentru turnarea oţelului aliat, p. 46 — Căptuşirea bazică monolitică a oalelor pentru tratamentul oţelului în afara cuptorului, p. 49 — Materiale ceramice compozit şi utilizarea acestora la turnarea topiturilor metalice, p. 52 — Interacţiunea cu oţelul a refractarelor cu conţinut de adaosuri fără oxigen, p. 55.

Cercetări privind formarea aderențelor pe suprafața pieselor turnate

Ing. Teodora Săbău, ing. Gh. Istrate
și ing. Fl. Ștefănescu
Institutul politehnic — București

CZ: 621.746.015

Aderențele se formează în urma unui proces complex de interferență a mai multor fenomene de natură chimică, termică și mecanică. Astfel, compușii care provin din interacțiunea chimică dintre aliajul lichid și materialul formei și care au în general o temperatură relativ mică de topire se supraîncălzesc și pătrund printr-un proces de transfer de masă în porii amestecului de formare.

Considerații teoretice

Viteza medie de pătrundere a lichidului în canalele capilare se poate calcula cu relația lui Poiseuille:

$$v = -\frac{r_c^2}{8\eta}\frac{\partial p}{\partial x} \qquad (1)$$

în care: r_c este raza capilarului;

$\frac{\partial p}{\partial x}$ — gradientul de presiune pe lungimea capilarului;

η — viscozitatea dinamică.

Gradientul de presiune, $\frac{\partial p}{\partial x}$, se poate aproxima cu raportul $\frac{\Delta p}{l_c}$, în care Δp este căderea de presiune pe lungimea l_c a canalului capilar.

Semnul minus indică faptul că presiunea descrește de la interfața aliaj-formă spre interiorul acesteia din urmă. În valoare absolută expresia lui v devine:

$$|v| = \frac{r_c^2}{8\eta}\frac{|\Delta p|}{l_c} \qquad (2)$$

Viteza de înaintare a aliajului lichid, determinată cu formula (1), este constantă și deci este valabilă relația:

$$v = \frac{l_c}{t}$$

în care t este timpul în care lichidul străbate distanța l_c. Introducînd această expresie în (2) rezultă:

$$\frac{l_c}{t} = \frac{r_c^2}{8\eta}\cdot\frac{|\Delta p|}{l_c}$$

de unde:

$$l_c = \sqrt{\frac{r_c^2|\Delta p|t}{8\eta}} \qquad (3)$$

Valoarea lui Δp se compune în principal din valoarea presiunii metalostatice și cea a presiunii capilare, aceasta din urmă putîndu-se calcula cu formula:

$$P_c = \frac{2\sigma\cos\theta}{r_c}$$

în care: σ este tensiunea superficială la suprafața de separație aliaj-aer;

θ — unghiul de umectare a peretelui capilarului de către lichid.

Această presiune, cu caracter absorbant, apare în special în cazul formării oxidului FeO. Astfel, tensiunea superficială a unui oțel cu un conținut de 0,3—0,5% FeO ajunge la o valoare mai mică de 1 000 dyne/cm, iar unghiul de umectare a materialului formei de către aliaj este cuprins între 80 și 85°.

Oxigenul necesar pentru oxidarea fierului provine în principal din aerul aflat în porii formei și din disocierea vaporilor de apă.

Raza canalului capilar se poate determina din schema geometrică prezentată în figura 1, considerînd pentru simplificare că granulele au forma perfect sferică.

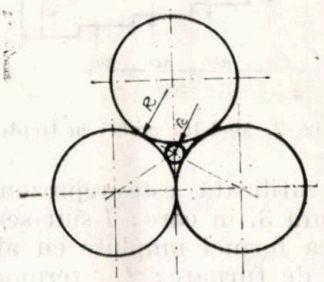


Fig. 1. Schema pentru determinarea razei canalului capilar

Rezultă:

$$r_c = \frac{2}{3}\sqrt{[(2R)^2 - R^2]} - R$$

Pe de altă parte, adîncimea de pătrundere a aliajului este limitată de cîmpul de temperatură stabilit în peretele formei. Astfel, curgerea aliajului încetează practic la atingerea în formă a temperaturii lichidus.

Temperatura formei, T_f, la distanța x de aliajul lichid, se poate determina cu expresia:

$$T_f = T_c - (T_c - T_{if}) \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2\sqrt{at}}} e^{-k^2}\, dk$$

în care: T_c este temperatura de contact;
T_{if} — temperatura inițială a formei;
a — coeficientul de difuzivitate termică a formei;
k — mărime dată de expresia: $\frac{x}{2\sqrt{at}}$.

Condiții de experimentare

În conformitate cu relația (3), adîncimea de pătrundere, l_t, a materialului lichid în porii formei este în corelație cu timpul de menținere în stare supraîncălzită a aliajului lichid. Interesează deci timpul în care transferul de căldură de la aliaj la materialul de formare determină o scădere a temperaturii în zona de contact, de la temperatura de turnare la temperatura lichidus.

Experimentele au constat în turnarea unor probe în trepte, realizate cu modelul din figura 2, avînd grosimi de 20, 40, 60, 80 și 100 mm, și în determinarea curbelor de răcire a aliajului pentru fiecare grosime în parte. De asemenea, s-a măsurat adîncimea, Δ, de pătrundere a aliajului în amestecul de formare.

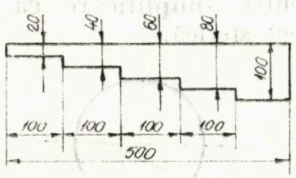


Fig. 2. Modelul probei în trepte

Instalația utilizată este reprezentată schematic în figura 3, în care: *1* sînt semiformele; *2* — cavitatea formei umplute cu aliaj lichid; *3* — rețeaua de turnare; *4* — termocupluri.

Temperaturile au fost măsurate cu ajutorul unor termocupluri Pt—PtRh, protejate la contactul cu aliajul lichid de o vopsea refractară pe bază de silicat de zirconiu, în amestec cu argilă refractară și apă.

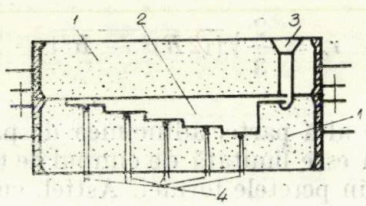


Fig. 3. Forma asamblată, folosită pentru turnarea probei în trepte, cu termocuplurile montate

Încercările au avut în vedere trei tipuri de oțeluri turnate la temperaturile de 1 823, 1 873 și 1 923 K, avînd următoarele compoziții chimice:

a. oțel hipoeutectoid: 0,39 % C; 0,30 % Si; 0,22 % Mn; 0,014 % P; 0,018 % S;
b. oțel eutectoid: 0,84 % C; 0,61 % Si; 0,30 % Mn; 0,014 % P; 0,018 % S;

Tabelul 1

Caracteristicile probelor turnate și datele experimentale obținute

Tipul aliajului	Tt, K	$T_{lich.}$	ΔT, gr	d, mm	t, s	Δ, mm
				20	1,0	0
				40	3,0	0
	1 823	1 793	30	60	8,5	0
				80	15,0	0
				100	19,0	0
				20	5,5	0
				40	22,0	0
a	1 873	1 793	80	60	51,5	0
				80	90,0	0,5
				100	140,0	1,3
				20	15,0	0
				40	58,5	0
	1 923	1 793	130	60	126,5	1,2
				80	220,0	2,0
				100	351,0	3,0
				20	4,5	0
				40	17,0	0
	1 823	1 758	65	60	32,5	0
				80	60,5	0
				100	98,0	0,6
				20	13,0	0
				40	50,0	0
b	1 873	1 758	115	60	103,0	0,8
				80	190,5	1,8
				100	290,0	2,7
				20	23,5	0
				40	90,0	0,5
	1 923	1 758	165	60	202,0	1,8
				80	350,5	3,0
				100	548,0	4,0
				20	12,0	0
				40	45,0	0
	1 823	1 713	110	60	98,0	0,5
				80	175,5	1,5
				100	270,0	2,5
				20	22,0	0
				40	87,5	0
c	1 873	1 713	160	60	195,0	1,5
				80	346,0	3,2
				100	540,5	3,8
				20	31,0	0
				40	121,5	1,2
	1 923	1 713	210	60	272,0	2,5
				80	482,5	3,5
				100	790	4,5

c. oțel hipereutectoid : 1,26% C; 0,90% Si; 0,38% Mn; 0,014% P; 0,018% S.

S-a utilizat un amestec de formare compus din cromit și leșie sulfitică, urmărind două scopuri :

1 — asigurarea unei refractarități ridicate a materialului de formare;

2 — evitarea interacțiunii chimice dintre aliaj și formă.

Rezultate experimentale și concluzii

În urma determinării curbelor de răcire pentru diferitele grosimi de perete ale probei, în cazul celor trei tipuri de aliaje fier-carbon, s-au stabilit timpii, t, efectivi de răcire ai aliajelor de la temperatura de turnare la temperatura lichidus. De asemenea, după dezbaterea probelor, s-a măsurat grosimea zonei aderente (formate doar pe unele porțiuni ale probei și la anumite grade de supraîncălzire).

Datele obținute sînt trecute în tabelul 1.

Rezultatele experimentale au fost incluse într-o nomogramă (prezentată în fig. 4) din care rezultă, în funcție de temperatura de turnare și grosimea de perete, adîncimea de pătrundere în porii formei a celor trei tipuri de aliaje studiate.

Nomograma cuprinde trei corelații și anume : $\Delta T = f(Tt), t = f(\Delta T)$ și $\Delta = f(\sqrt{t})$.

Primul grafic indică variația gradului de supraîncălzire, ΔT, la creșterea temperaturii de turnare pentru cele trei oțeluri, simbolizate cu *a*, *b* și *c*. Oțelul eutectoid și cel hipereutectoid au permis obținerea unor grade mari de supraîncălzire (ajungînd pînă la 210 grade), fără a depăși temperatura de turnare de 1 923 K. La temperaturi mai mari devin predominante fenomenele termice, care duc la formarea altor tipuri de aderențe decît cele analizate.

Zona haşurată, cu zone corespunzătoare în celelalte două grafice, indică valorile temperaturilor de turnare pentru ΔT cuprins între 25 și 100 grade, adică pentru valorile lui ΔT curent întîlnite în practică.

Al doilea grafic a fost trasat considerînd că variațiile căldurii specifice și ale altor mărimi termofizice în funcție de temperatură și de compoziția chimică a aliajelor (în condițiile de experimentare stabilite) sînt neglijabile. Astfel, determinările experimentale au arătat că timpii de pierdere a aceluiași grad de supraîncălzire de către două oțeluri diferite, turnate în probe identice ca mărime, sînt aproximativ egali.

Se observă că timpul, t, crește foarte mult cu creșterea gradului de supraîncălzire și depinde de grosimea, d, a probei.

Al treilea grafic indică modul de variație a adîncimii de pătrundere a aliajului în amestecul de formare cu timpul în care aliajul se menține în stare lichidă. Ca și în cazul celui de-al doilea grafic, nu s-au trasat trei curbe distincte corespunzătoare aliajelor *a*, *b* și *c*, deoarece experimentele au arătat că apar diferențe neimportante între valorile lui Δ (obținute în cazul celor

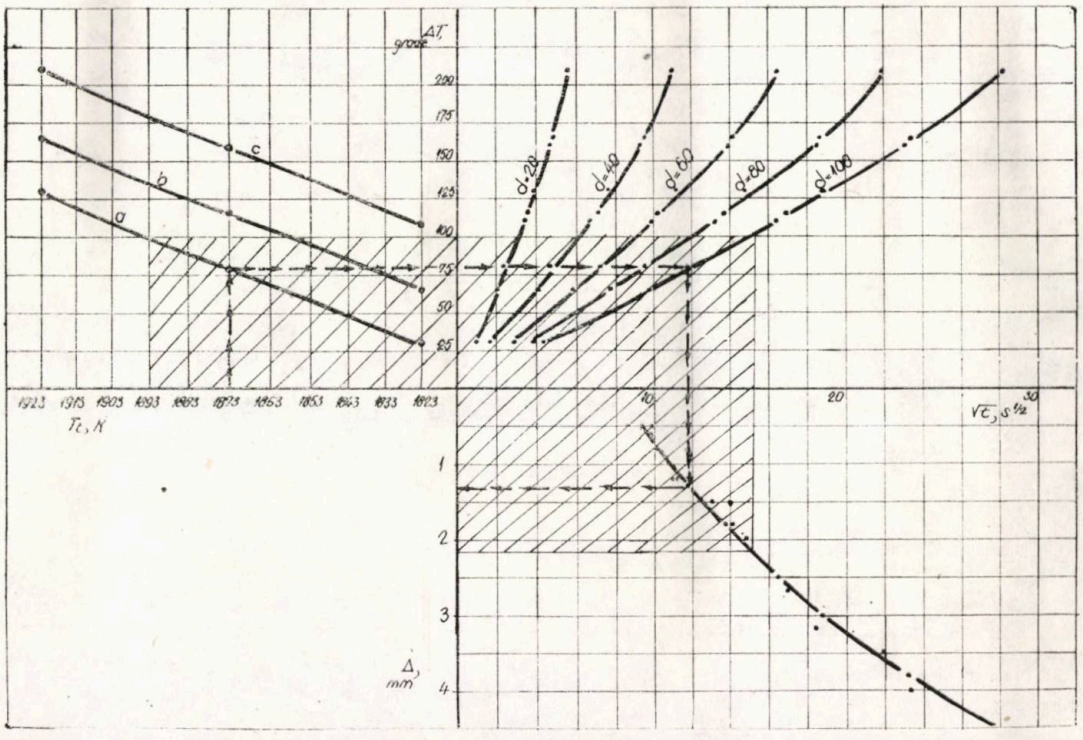


Fig. 4. Nomogramă pentru determinarea adîncimii de pătrundere în porii formei a celor trei tipuri de aliaje studiate, în funcție de temperatura de turnare și grosimea de perete

trei oţeluri) la aceiaşi timpi de menţinere în stare lichidă a aliajelor turnate.

Se observă că aderenţa de grosime minimă determinată se formează la o valoare de cel puţin 90 s a timpului t.

Modul de utilizare a nomogramei este indicat în figura 4, printr-un exemplu reprezentat cu linie întreruptă şi săgeţi. Astfel, în cazul unui oţel de tip a, turnat la temperatura de 1 873 K într-o formă din amestec pe bază de cromit, pentru obţinerea unei piese cu grosimea de 100 mm, apare pericolul formării unor aderenţe de circa 1,3 mm.

Datele experimentale confirmă în mare măsură consideraţiile teoretice făcute şi permit formularea următoarelor concluzii şi recomandări pentru îmbunătăţirea proceselor tehnologice de formare şi turnare :

— în cazul unor condiţii obişnuite de turnare, formarea oxizilor de fier duce la micşorarea unghiului de umectare a materialului formei de către aliajul lichid, care poate astfel să pătrundă în porii formei sub acţiunea presiunii capilare. Pentru a împiedica procesul de oxidare a fierului este necesară obţinerea unui mediu reducător ;

— adîncimea de pătrundere a aliajului în peretele formei este condiţionată de temperatura formei (care depinde de temperatura de turnare şi de coeficientul de difuzivitate termică a materialului de formare)şi de timpul de menţinere a aliajului în stare lichidă la suprafaţa de contact aliaj-formă. Pentru a micşora pericolul de formare a aderenţelor, se recomandă realizarea solidificării dirijate a aliajului prin utilizarea răcitorilor exteriori sau interiori şi nu prin îngroşarea pereţilor piesei şi, de asemenea, prin folosirea unor amestecuri de formare cu difuzivitate termică ridicată (amestecuri pe bază de cromit, zircon, nisip + alice metalice etc.) ;

— în cazul unor grade mici de supraîncălzire a aliajului (care se folosesc de fapt în practica turnării), pericolul real de pătrundere a aliajului lichid în porii formei prin mecanismul prezentat mai sus apare la grosimi de perete mai mari de 80 mm. Rezultă atît obligativitatea folosirii vopselelor protectoare în cazul turnării pieselor masive, cît şi necesitatea utilizării unor grade cît mai mici de supraîncălzire a aliajelor.

Dr. ing. C. Firoiu, dr. ing. Maria Constantinescu, dr. ing. Teodora Badea, dr. ing. Maria Nicola și ing. C. Șerbănescu
Institutul politehnic — București

Studiul acțiunii unor inhibitori anorganici asupra coroziunii oțelului carbon în apă

CZ : 620.193 : 669.14

Coroziunea oțelului carbon în apă se desfășoară cu participarea oxigenului ca depolarizant catodic, mecanismul procesului implicînd următoarele reacții :

— reacție anodică : $Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e$

— reacție catodică : $1/2\ O_2 + H_2O + 2e \rightarrow 2\ OH^-$

În afară de acestea, ca reacție secundară are loc formarea hidroxidului feros, care este oxidat la hidroxid feric de către oxigenul dizolvat în apă :

$$Fe^{2+} + 2\ OH^- \rightarrow Fe(OH)_2$$

$$2\ Fe(OH)_2 + 1/2\ O_2 + H_2O \rightarrow 2\ Fe(OH)_3$$

Viteza de coroziune a metalelor este determinată de mărimea polarizării celor două reacții electrochimice conjugate. O valoare mare a polarizării asigură frînarea procesului de coroziune [1].

Una din căile de realizare a unei viteze reduse de desfășurare a procesului de coroziune este utilizarea inhibitorilor [2].

Obiectul prezentului studiu îl constituie testarea unor inhibitori anorganici pentru protecția oțelului carbon în apă.

Metodele experimentale și aparatura

Au fost testați ca inhibitori fosfatul disodic și hexametafosfatul de sodiu în diferite concentrații, precum și amestecul din acești inhibitori în diferite proporții, prin trasarea curbelor de polarizare și prin determinări gravimetrice.

Curbele de polarizare au fost trasate în regim potențiodinamic folosind un ansamblu potențiostatic Radelkis, compus dintr-un potențiostat, un compensator al căderii ohmice pe celulă și un înregistrator XY. S-a folosit o celulă din sticlă cu spațiul anodic separat de spațiul catodic printr-o diafragmă poroasă. Electrodul de lucru l-a constituit o plăcuță de oțel carbon cu o suprafață de 1 cm². Potențialul acestui electrod s-a măsurat în raport cu electrodul de calomel saturat. Viteza de variere a potențialului a fost de 20 mV/min. Contraelectrodul l-a constituit o plăcuță de platină lucioasă sudată în sticlă.

Înainte de introducere în celulă, electrodul de lucru a fost șlefuit, degresat cu carbonat de sodiu și spălat atent cu apă de la robinet și apoi cu apă distilată. A urmat apoi o prelucrare electrochimică prin polarizare catodică în apă la −1000 mV/ECS timp de 5 min. Trasarea curbelor de polarizare s-a început după circa 5 min de la introducerea electrodului astfel prelucrat în celula de lucru.

Testele gravimetrice au fost efectuate pe probe de oțel carbon cu dimensiunile 20 × × 40 × 1,5 mm, șlefuite, degresate cu sodă și apoi cu alcool. S-au expus cîte patru probe paralel într-un volum de 0,5 l soluție. După expirarea intervalului de timp de atac, probele au fost scoase, iar produșii de coroziune au fost îndepărtați cu soluție de citrat de amoniu 10%.

Toate determinările au fost efectuate la temperatura de 20°C. Soluțiile au fost preparate cu apă obișnuită, corectată la pH = 7 la care s-au adăugat inhibitori.

Rezultatele experimentale

Au fost trasate curbe de polarizare pentru diferite concentrații de fosfat disodic și hexametafosfat în domeniul 0,1 g/l — 1 g/l, pentru a determina concentrația optimă de inhibitor, care asigură un efect protector, eficient și economic.

Procesul de coroziune a oțelului carbon în apă se desfășoară cu un control catodic, determinat de concentrația limitată a oxigenului dizolvat [3], [4]. Pe curba catodică de polarizare (fig. 1) apare curentul limită de reducere a oxigenului. Reducerea ionilor de hidrogen se desfășoară la potențiale foarte negative (−1000 mV/ECS), care nu pot fi atinse fără o polarizare exterioară, ceea ce arată că această reacție nu se desfășoară în cadrul procesului de coroziune a oțelului carbon în apă. Curba de polarizare anodică prezintă o creștere rapidă pornind chiar de la potențialul staționar, ceea ce arată că reacția anodică nu este determinantă de viteză (curba *1*).

În prezența fosfatului disodic se observă o ușoară negativare a potențialului de coroziune (în jur de −320 mV/ECS) în comparație cu același potențial în apă fără adaos de inhibitor (−280 mV/ECS) (tab. 1).

Măsurătorile de pH arată o ușoară alcalinizare pentru toate concentrațiile de inhibitor.

Din curbele de polarizare s-au determinat următorii parametri electrochimici : polarizarea anodică, η_a, pentru o densitate anodică de curent de 50 μA/cm² și curentul limită de redu-

Tabelul 1

Parametrii electrochimici ai oţelului carbon în apă cu adaos de fosfat disodic, la 20°C

Mediul corosiv	ε_{cor}/ECS, mV	η_a/mV (i = 50 μA/cm²)	i_L, μA/cm² (ε = −800 mV/ECS)
Apă	−280	380	30
Apă + 0,1 g/l fosfat disodic	−320	460	26
Apă + 0,25 g/l fosfat disodic	−300	580	14
Apă + 0,5 g/l fosfat disodic	−340	530	16
Apă + 1 g/l fosfat disodic	−320	520	26

cere a oxigenului, i_L, la un potenţial de −800 mV/ECS.

Cea mai mare polarizare anodică (530 mV) o prezintă oţelul carbon în soluţie cu concentraţia de 0,25 g/l fosfat disodic. Curentul limită de reducere a oxigenului, i_L, este diminuat la această concentraţie la 14 μA/cm² faţă de 30 μA/cm² pentru soluţia fără fosfat.

Creşterea concentraţiei de fosfat peste 0,25 g/l duce la scăderea polarizării anodice şi la creşterea curentului limită de reducere a oxigenului. Acest fapt face să se considere ca optimă concentraţia de 0,25 g/l fosfat disodic. Valorile parametrilor electrochimici determinaţi la această concentraţie indică faptul că procesul de coroziune a oţelului carbon în aceste condiţii prezintă control mixt preponderent anodic.

În figura 2 sînt prezentate curbele de polarizare pentru soluţiile cu adaos de hexametafosfat de sodiu în concentraţii variate, iar în tabelul 2, parametrii electrochimici determinaţi din acestea (ε_{cor}, η_L, i_L).

Se observă deplasarea potenţialului de coroziune spre valori mai electropozitive cu creşterea concentraţiei de hexametafosfat de la −270 mV/ECS la 0,1 g/l la −220 mV/ECS la 0,5 g/l.

Polarizarea anodică, η_a, la 50 μA/cm² prezintă o uşoară creştere odată cu mărirea concentraţiei de inhibitor de la 390 mV la 0,1 g/l la 440 mV la 0,5 g/l. Curentul limită de reducere a oxigenului (procesul catodic de coroziune) se menţine însă în jurul aceleiaşi valori, de cca 13 μA/cm², pentru toate concentraţiile de inhibitor, însă mai mic decît curentul de reducere în apă (30 μA/cm²). Valorile parametrilor amintiţi fac să se considere că procesul de coroziune a oţelului carbon în apă în prezenţa hexametafosfatului prezintă control mixt, preponderent catodic.

Au fost efectuate, de asemenea, determinări pentru o serie de soluţii de amestecuri de inhibitori (Na_2HPO_4 + $(NaPO_3)_6$), presupunînd că aceste combinaţii au un efect sinergetic de frînare avansată a proceselor de coroziune.

Pentru soluţiile cu conţinut constant de fosfat disodic şi variabil de hexametafosfat de sodiu, reprezentările potenţial-curent sînt redate în figurile 3, 4, 5, iar parametrii electrochimici (ε_{cor}, η_a şi i_L), în tabelul 3.

Se observă că valoarea potenţialului de coroziune se menţine la valori apropiate pentru toate amestecurile de fosfat + hexametafosfat (cca −330 mV/ECS). Polarizările anodice nu prezintă de asemenea variaţii însemnate de la o soluţie la alta; ele se situează în jurul a 500 mV (pentru i = 50 μ A/cm²). Valori ceva mai mari se obţin totuşi pentru soluţiile cu adaos de 0,1 g/l fosfat + 0,25 g/l hexametafosfat (cca 560 mV) şi 0,25 g/l fosfat + 0,1 g/l hexametafosfat (520 mV).

Tabelul 2

Parametrii electrochimici ai oţelului carbon în apă cu adaos de hexametafosfat de sodiu, la 20°C

Mediul corosiv	ε_{cor}/ECS, mV	η_a/mV (i = 50 μA/cm²)	i_L, μA/cm² (ε = −800 mV/ECS)
Apă	−280	380	30
Apă + 0,1 g/l hexametafosfat	−270	390	12
Apă + 0,25 g/l hexametafosfat	−250	430	13
Apă + 0,5 g/l hexametafosfat	−220	440	13

Tabelul 3

Parametrii electrochimici ai oţelului carbon în apă cu adaos de fosfat disodic şi hexametafosfat, la 20°C

Mediul corosiv		ε_{cor}/ECS, mV	η_a/mV (i = 50 μA/cm²)	i_L, μA/cm² (ε = −800 mV/ECS)
Fosfat disodic	Hexametafosfat			
Apă		−280	380	30
Apă + 0,1	0,1	−280	400	15
Apă + 0,1	0,25	−310	560	15
Apă + 0,1	0,5	−300	510	19
Apă + 0,25	0,1	−290	520	13
Apă + 0,25	0,25	−290	490	15
Apă + 0,25	0,5	−320	450	20
Apă + 0,5	0,1	−280	490	18
Apă + 0,5	0,25	−270	480	16
Apă + 0,5	0,5	−320	490	23

Curenţii limită catodici pentru aceste soluţii sînt micşoraţi faţă de apă, astfel: 15 μA/cm² pentru soluţiile cu 0,1 g/l fosfat + 0,25 g/l hexametafosfat şi 13 μA/cm² pentru soluţia cu 0,25 g/l fosfat + 0,5 g/l hexametafosfat. Pentru celelalte amestecuri curenţii limită de reducere a oxigenului sînt ceva mai mari

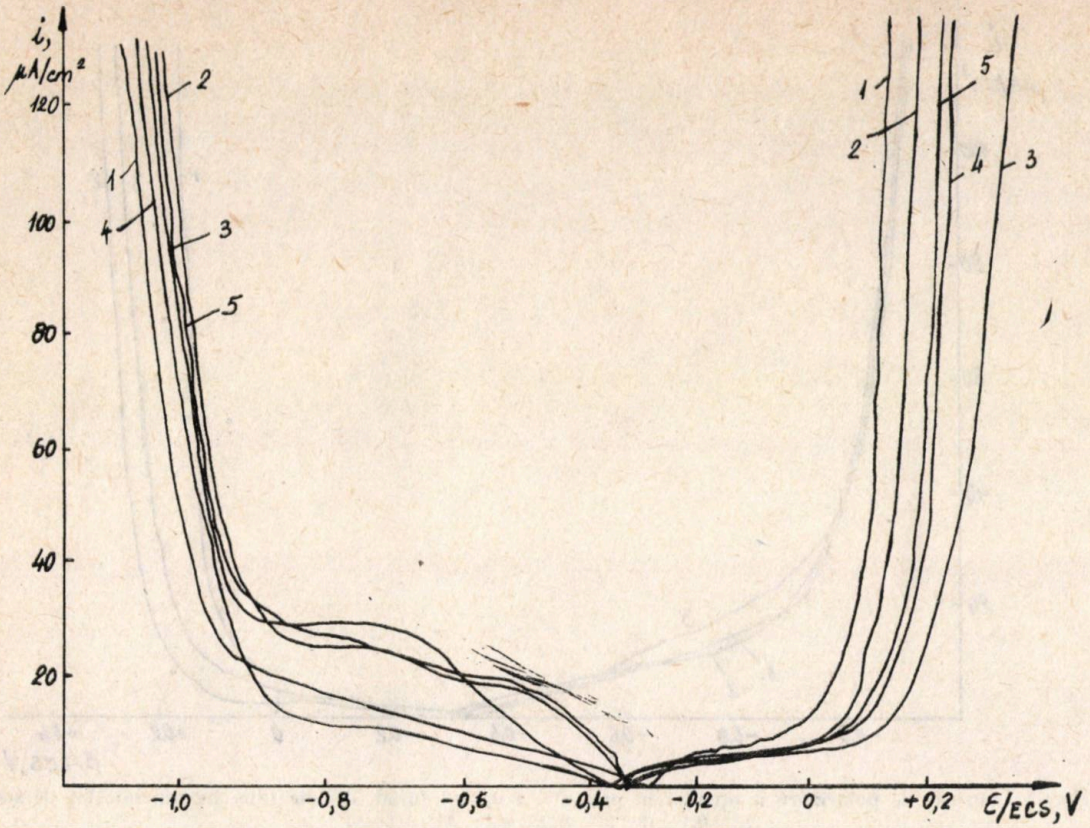


Fig. 1. Curbele de polarizare pentru oțel carbon în apă și în prezența fosfatului disodic: *1* — apă; *2* — 0,1 g/l; *3* — 0,25 g/l; *4* — 0,5 g/l; *5* — 1 g/l

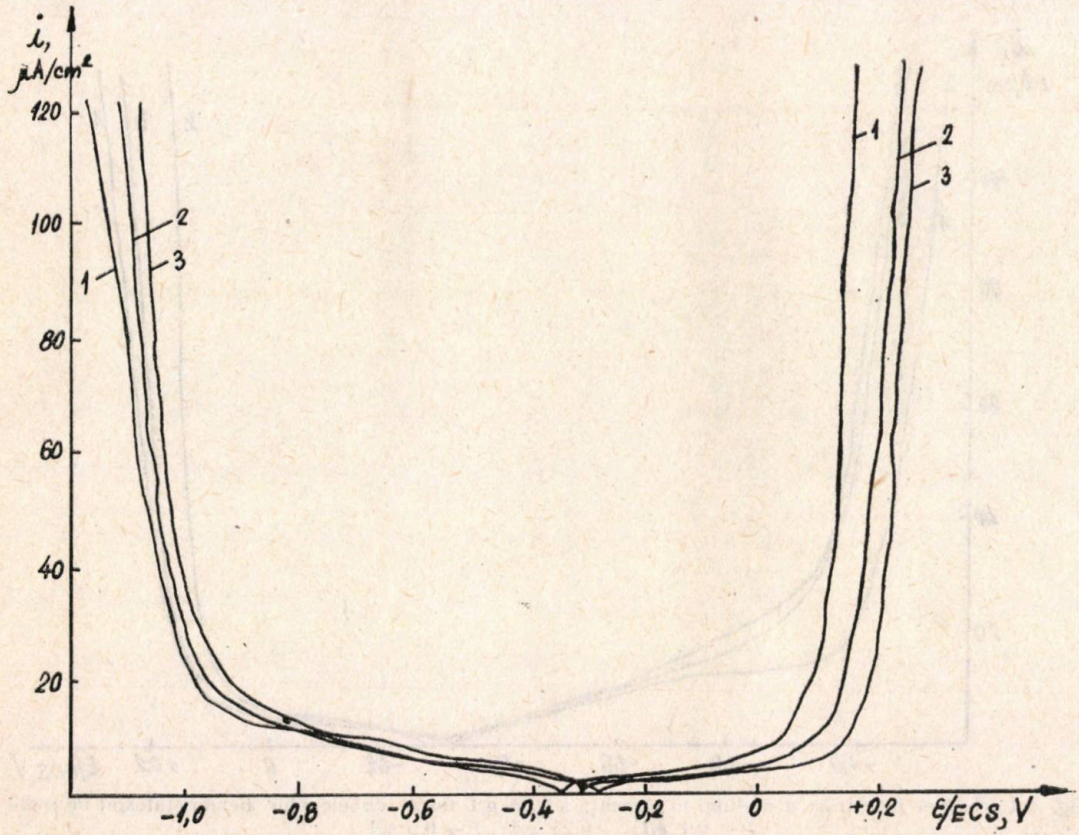


Fig. 2. Curbele de polarizare a oțelului în prezența hexametafosfatului de sodiu: *1* — 0,1 g/l; *2* — 0,25 g/l; *3* — 0,5g/l

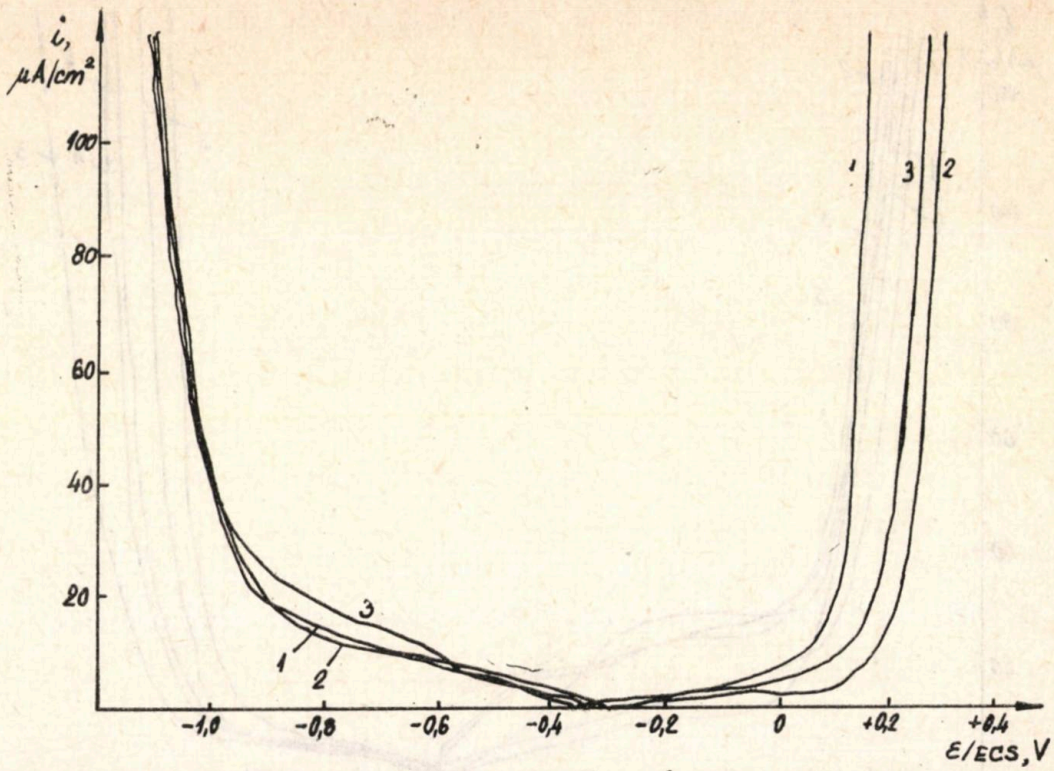


Fig. 3. Curbele de polarizare a oțelului în prezența a 0,1 g/l fosfat disodic plus hexametafosfat de sodiu
1 — 0,1 g/l; *2* — 0,25 g/l; *3* — 0,5 g/l

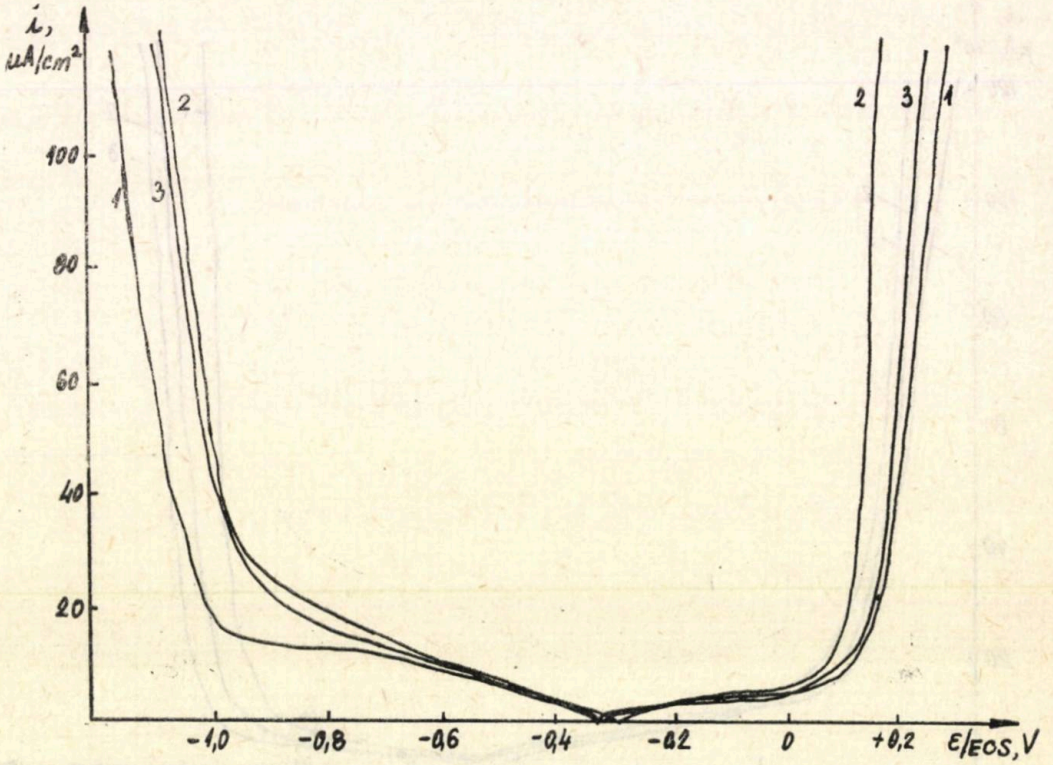


Fig. 4. Curbele de polarizare a oțelului în prezența a 0,25 g/l fosfat disodic plus hexametafosfat de sodiu :
1 — 0,1 g/l; *2* — 0,25 g/l; *3* — 0,5 g/l

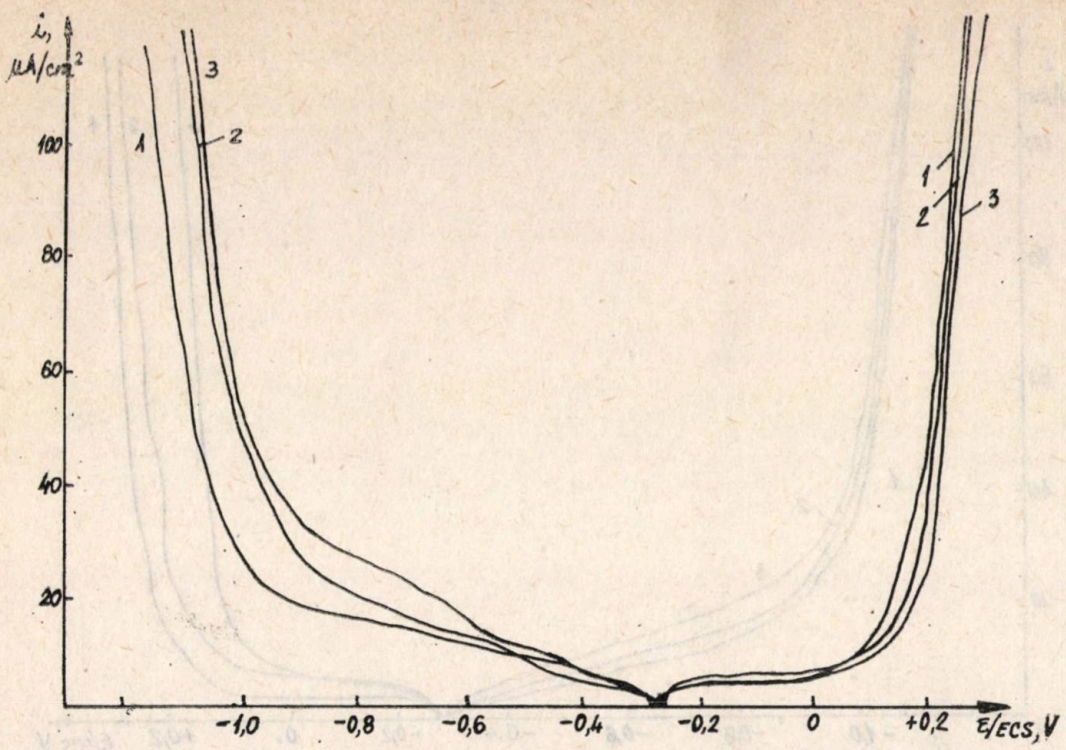


Fig. 5. Curbele de polarizare pentru oţel în prezenţa a 0,5 g/l fosfat disodic şi hexametafosfat : *1* — 0,1 g/l; *2* — 0,25 g/l; *3* — 0,5 g/l

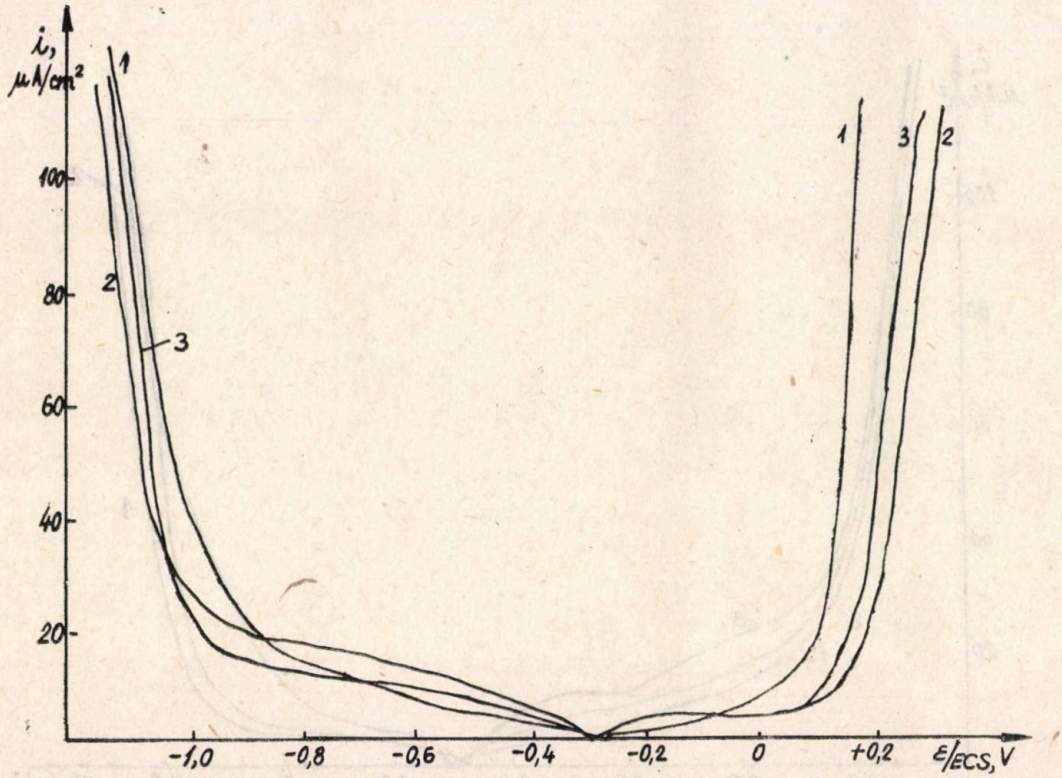


Fig. 6. Curbele de polarizare pentru oţel în prezenţa a 0,1 g/l hexametafosfat plus fosfat disodic : *1* — 0,1 g/l; *2* — 0,25 g/l; *3* — 0,5 g/l

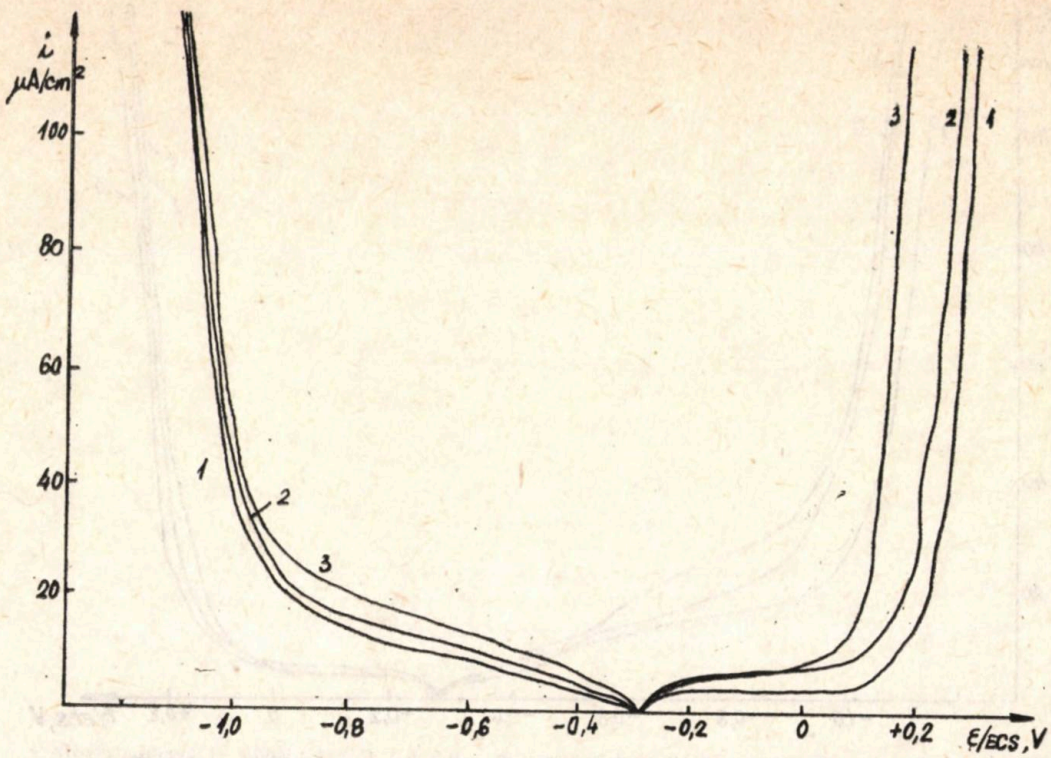


Fig. 7. Curbele de polarizare pentru oțel în prezența a 0,25 g/l hexametafosfat plus fosfat disodic: *1* — 0,1 g/l; *2* — 0,25 g/l; *3* — 0,5 g/l

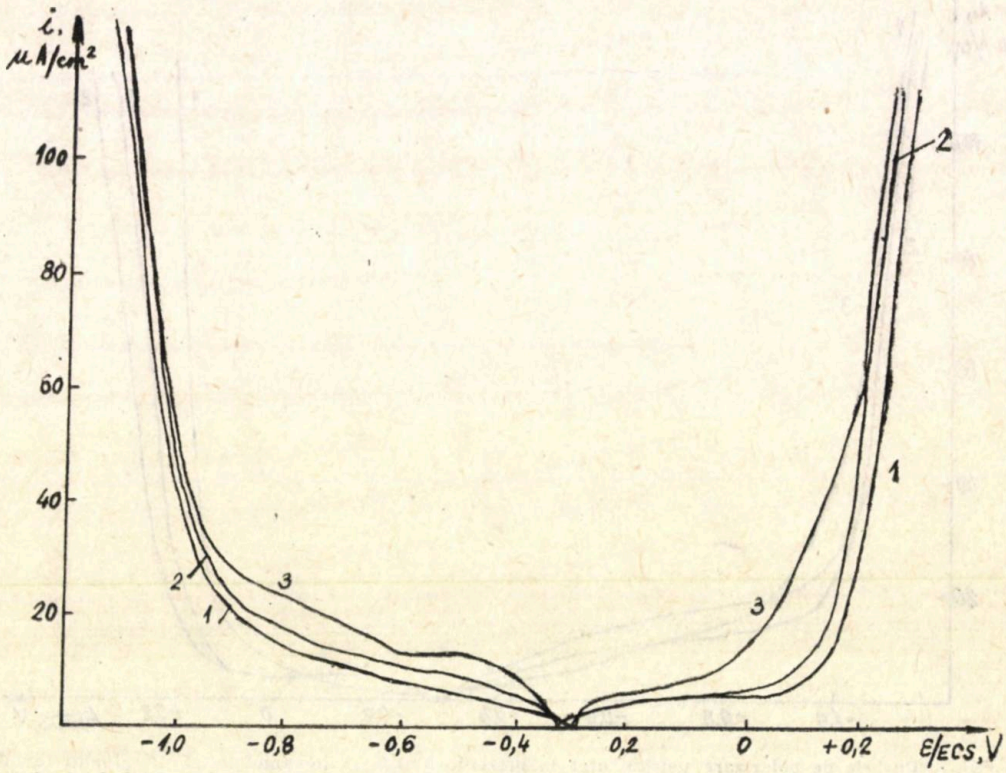


Fig. 8. Curbele de polarizare pentru oțel în prezența a 0,5 g/l hexametafosfat plus fosfat disodic: *1* — 0,1 g/l; *2* — 0,25 g/l; *3* — 0,5 g/l

decît aceste valori, însă mai mici decît curentul de reducere a O_2 în apă (30 $\mu A/cm^2$).

În figurile 6, 7, 8 sînt prezentate curbele de polarizare pentru soluţiile cu conţinut constant de hexametafosfat de sodiu şi variabil de fosfat disodic. Parametrii electrochimici determinaţi din aceste curbe (ε_{cor}, η_a, i_L) sînt prezentaţi în tabelul 3.

Se observă că mărirea concentraţiei de fosfat la acelaşi conţinut de hexametafosfat nu modifică esenţial valoarea curentului limită de reducere a oxigenului, în schimb creşterea ambelor componente determină o creştere a acestui curent (de la 15 $\mu A/cm^2$ la amestecul de 0,1 g/l fosfat+0,1 g/l hexametafosfat, la 25 $\mu A/cm^2$ la amestecul de 0,5 g/l fosfat + 0,5 g/l hexametafosfat).

Determinările de curbe de polarizare recomandă următoarea soluţie optimă pentru diminuarea coroziunii oţelului carbon în apă: 0,1 g/l fosfat de sodiu + 0,25 g/l hexametafosfat de sodiu.

În vederea stabilirii eficienţei inhibitorilor încercaţi, precum şi a conţinutului optim de inhibitor, capabil să producă o frînare substanţială a coroziunii, s-au determinat vitezele de coroziune ale oţelului în apa adusă la $pH = 7$, precum şi în apa cu diferite concentraţii de inhibitor, la o durată de expunere de 14 zile la temperatura de 20°C.

În apa adusă în prealabil la $pH = 7$, în absenţa inhibitorilor, viteza de coroziune, determinată în condiţiile menţionate, este de 0,066 mm/an pentru un interval de expunere de 14 zile (tab. 4).

Tabelul 4

Viteza de coroziune a oţelului carbon în apă şi în apă cu diferite concentraţii de inhibitor, la 20°C, la o durată de expunere de 14 zile şi efectul protector conferit de inhibitor

Mediul corosiv	Viteza de coroziune, mm/an	Efectul protector, %
Apă	0,0660	—
Apă + 0,1 g/l fosfat disodic	0,0130	80,30
Apă + 0,25 g/l fosfat disodic	0,0027	95,90
Apă + 0,5 g/l fosfat disodic	0,0082	87,57
Apă + 0,5 g/l hexametafosfat	0,0035	94,96
Apă + 0,25 g/l hexametafosfat	0,0008	98,78
Apă + 0,5 g/l hexametafosfat	0,0023	96,65

În prezenţa fosfatului disodic valoarea vitezei de coroziune a oţelului carbon scade faţă de apă, la toate concentraţiile testate, de 5—24 ori. Concentraţia optimă de fosfat disodic este de 0,25 g/l, pentru care se obţine eficienţa maximă de inhibare a procesului de coroziune de 95,9 %. Cu creşterea concentraţiei peste această valoare are loc o scădere a efectului protector conferit de inhibitor. Astfel, pentru o concentraţie de 0,5 g/l fosfat disodic, protecţia conferită este de 87,57%.

În cazul utilizării hexametafosfatului de sodiu, reducerea vitezei de coroziune este mai pronunţată decît în prezenţa fosfatului disodic. Faţă de apa fără inhibitor se obţin valori de 19—83 ori mai scăzute. Datele experimentale recomandă aceeaşi concentraţie de 0,25 g/l hexametafosfat, ca prezentînd un efect protector de 98%. De remarcat că pe tot intervalul de concentraţii de hexametafosfat se obţin valori mari de protecţie (95—98%).

Fosfaţii şi polifosfaţii acţionează asupra procesului catodic de reducere a oxigenului şi asupra procesului anodic, prin formarea unui film de fosfat de fier [5]. În acelaşi timp, cantitatea de produşi de coroziune ce se aglomerează pe suprafaţa metalului scade foarte mult. Consumul de inhibitor este mai mare în perioada iniţială de formare a peliculei protectoare. După acoperirea suprafeţei cu strat pasivant se consumă o cantitate mai mică de inhibitor. Un inconvenient al utilizării fosfaţilor este că *p*H-ul devine un factor restrictiv, gradul de inhibare a coroziunii scade foarte mult cînd *p*H-ul depăşeşte într-o direcţie sau alta domeniul 5—7.

Într-o serie de noi experienţe s-au realizat compoziţii binare diferite din cei doi inhibitori, pentru a găsi efecte sinergetice convenabile. Pentru compoziţiile cu conţinut constant de fosfat disodic de 0,1 g/l şi concentraţii variabile de hexametafosfat de sodiu, se obţin valori mult mai mici ale vitezei de corozi une şi, impli-

Tabelul 5

Viteza de coroziune a oţelului carbon în apă cu diferite concentraţii de inhibitor, la 20°C, la o durată de expunere de 14 zile şi efectul protector conferit de amestecul inhibitor

Mediul corosiv	Viteza de coroziune, mm/an	Efect protector, %
Apă + 0,1 g/l fosfat disodic 0,1 g/l hexametafosfat	0,0019	97,12
Apă + 0,1 g/l fosfat disodic 0,25 g/l hexametafosfat	0,0009	98,63
Apă + 0,1 g/l fosfat disodic 0,5 g/l hexametafosfat	0,0011	98,33
Apă + 0,25 g/l fosfat disodic 0,1 g/l hexametafosfat	0,0012	98,18
Apă + 0,25 g/l fosfat disodic 0,25 g/l hexametafosfat	0,0040	93,93
Apă + 0,25 g/l fosfat disodic 0,5 g/l hexametafosfat	0,0015	97,72
Apă + 0,5 g/l fosfat disodic 0,1 g/l hexametafosfat	0,0013	98,03
Apă + 0,5 g/l fosfat disodic 0,25 g/l hexametafosfat	0,0031	95,30
Apă + 0,5 g/l fosfat disodic 0,5 g/l hexametafosfat	0,0025	96,21

cit, un efect de inhibare mai pronunţat, cuprins între 97 şi 98,6% (tab. 5) faţă de o eficienţă a protecţiei de 80,3% pentru aceeaşi concentraţie de fosfat disodic şi aceeaşi durată de 14 zile. Un grad înalt de inhibare a coroziunii (peste 93%) se obţine şi pentru celelalte compoziţii testate. Totuşi, creşterea raportului fosfat/hexametafosfat diminuează efectul protector, cele mai bune rezultate obţinîndu-se pentru compoziţia 0,1 g/l fosfat disodic + 0,25 g/l hexametafosfat de sodiu.

Pentru toate compoziţiile viteza de coroziune a oţelului carbon scade în timp, fapt explicat prin desăvîrşirea formării filmului pasivant pe suprafaţa probelor.

Concluzii

Rezultatele determinărilor efectuate cu inhibitori anorganici (fosfat, hexametafosfat) au pus în evidenţă următoarele constatări :

— Curbele de polarizare trasate pentru oţel carbon în apa fără inhibitor şi cu inhibitorii menţionaţi au indicat faptul că fosfatul disodic este un inhibitor mixt, preponderent anodic, iar hexametafosfatul este tot un inhibitor mixt, preponderent catodic.

— Ambii inhibitori prezintă un efect ridicat de protecţie a oţelului, concentraţia optimă fiind de 0,25 g/l pentru fiecare inhibitor, cînd se obţine o protecţie de 95—98,8%.

— Valori mai mici ale vitezei de coroziune prezintă hexametafosfatul care, pe lîngă o inhibiţie mai avansată, prezintă şi avantajul că variaţia vitezei de coroziune cu concentraţia inhibitorului este mai mică, fapt care conduce la concluzia că eventualele modificări ale concentraţiei inhibitorului în sistem nu înrăutăţesc sensibil efectul protector.

— Compoziţiile binare de fosfat disodic şi hexametafosfat îmbunătăţesc efectul de frînare a coroziunii oţelului în apă. Se recomandă formula de inhibitor 0,1 g/l fosfat disodic şi 0,25 g/l hexametafosfat de sodiu ca fiind cea mai eficientă (prezintă un efect protector de 98,63% şi o viteză redusă de coroziune de 0,0009 mm/an).

În cazul tuturor inhibitorilor testaţi, viteza de coroziune a oţelului scade în timp, comportare care poate fi pusă pe seama desăvîrşirii în timp a formării filmului protector pe suprafaţa metalului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Faucault, M. *Corrosion et protection des installations de distribution d'eau sanitaire.* Annales de L'I.T.B.T.P., nr. 324, ian., 1975.

[2] Hactch, A. *Inhibition in Potable Water. Corrosion Inhibitors.* NACE Nathan, p. 126, 1973.

[3] Firoiu, C., Constantinescu, M., Badea, T., Nicola, M. şi Şerbănescu, C. În: Metalurgia, R.S.R., 35, nr. 6, 1983, p. 278.

[4] Carter, D. A. În: Material protection, S.U.A., vol. 8, nr. 9, 1970, p. 61.

[5] Lupu, A., Constantinescu, M. şi Drimuş, I. *Inhibitori de coroziune.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1983, p. 114.

Comportarea la coroziune în medii de acizi minerali a fontelor nodulare și Ni-rezist

Ing. Ortansa Landauer, ing. Cornelia Mateescu, ing. Olga Iulian
Institutul politehnic — București
ing. Anca Bălăceanu și ing. M. Vovc
C.U.P.S.I.C. — București

CZ : 620.193.41 :669.131.7

Metalele feroase și aliajele lor se încadrează în seria potențialelor electrochimice standard între metalele nenobile Al, Ti, Ta etc. și metalele nobile ca Ag, Cu. Această poziție explică oarecum complexitatea procesului de coroziune a metalelor feroase pure și a aliajelor lor. Rezultatele obținute despre cinetica de coroziune și de pasivare a acestora se referă în general la metale pure. Comportarea lor se modifică în această privință în prezența unor cantități chiar minime de metale aliate, din care cauză o interpretare teoretică cantitativă este foarte dificilă, aproape imposibilă [1] [2].

O serie de factori ca neomogenitatea chimică, starea suprafeței, structura granulară etc. exercită o influență esențială asupra felului de agresiune a mediului asupra materialului. Din aceste motive apare necesitatea studierii practice sau teoretice a materialului, a fiecărui caz în parte, pentru a obține date asupra comportării la coroziune.

În această lucrare sînt prezentate rezultatele privitoare la viteza de coroziune în medii de acid clorhidric și sulfuric a fontelor nodulare și a fontelor Ni-rezist.

Partea experimentală

Studiul rezistenței la coroziune a fontelor s-a efectuat în soluții de H_2SO_4 și HCl de concentrații 0,01 — 5 M prin teste gravimetrice și prin măsurători electrochimice. Acestea au cuprins : trasarea curbelor potențiale de coroziune—timp și a curbelor galvanostatice staționare curent potențial de coroziune. Soluțiile de H_2SO_4 și HCl au fost preparate din reactivi chimici puri și apă distilată. Determinările s-au făcut la temperatura de 20 ± 2°C.

Compoziția fontei nodulare de proveniență românească este : 2,919% C, 0,502% Mn, 3,282% Si și 0,051 % P.

Determinările privind potențialele staționare de coroziune s-au efectuat prin măsurători de tensiune electromotoare (raportate la electrodul de calomel saturat, ECS) cu ajutorul voltmetrului electronic tip EO 401. Electrozii au fost șlefuiți cu hîrtie de șmirghel, degresați prin frecare cu carbonat de sodiu, decapați și spălați cu apă distilată.

Ca electrod de referință s-a folosit electrodul de calomel saturat ECS, față de care sînt raportate toate valorile potențialelor din lucrare.

Trasarea curbelor galvanostatice staționare s-a făcut cu ajutorul unui montaj electric prezentat în figura 1.

Pentru testele gravimetrice s-au ales probe dreptunghiulare subțiri de fontă cu dimensiunile 40 × 50 × 10, pentru a avea un raport convenabil între suprafață și greutate, raport ce influențează precizia măsurătorilor. Probele

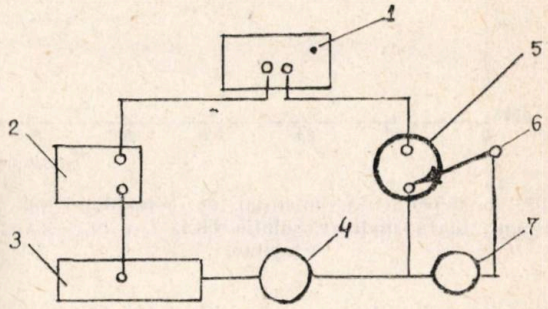


Fig. 1. Schema de montaj electric a instalației galvanostatice :
1 — sursă de curent continuu ; *2* — cutie de rezistențe ; *3* — rezistență cu cursor ; *4* — ampermetru ; *5* — celulă de polarizare ; *6* — electrod de rezistență ; *7* — voltmetru electronic

au fost curățate prin șlefuire cu șmirghel, degresate cu carbonat de sodiu, apoi cu eter, uscate și cîntărite. După testarea în mediu corosiv, produșii de coroziune s-au îndepărtat prin ștegere cu o soluție de citrat de amoniu, apoi probele s-au spălat, uscat și cîntărit.

Rezultate și discuții

Potențiale de coroziune. Utilizînd metoda descrisă, au fost efectuate determinări de potențiale de coroziune pentru fontele nodulară și Ni-rezist. S-a constatat că viteza de coroziune în soluțiile studiate este în general mare. În consecință, măsurătorile potențial de coroziune-timp s-au efectuat pe durate scurte (pînă la 10 h). Aceste determinări experimentale au permis stabilirea potențialelor de coroziune practic staționare (denumite și potențiale mixte) și au evidențiat natura coroziunii materialelor cercetate.

Pentru fiecare material s-a studiat efectul concentrației de acizi (și implicit a *p*H-ului) asupra dependenței potențial-timp. Urmărindu-se efectul *p*H-ului, se poate stabili dacă tipul de coroziune este modificat.

În figura 2 sînt redate curbele potențial-timp pentru sistemul fontă nodulară/soluție HCl, la diferite concentrații și deci *p*H-uri ale soluției. În toate cazurile se observă o stabilizare relativ rapidă a potențialului de coroziune la valori cuprinse între 0,5 și 0,650 V față de ECS. Rezultatele arată, în concordanță cu datele din literatură, că sistemele se află în domeniul coro-

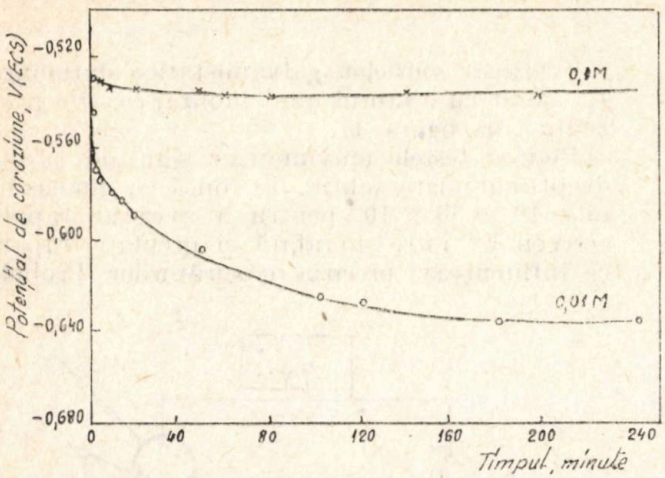


Fig. 2. Dependența potențial de coroziune-timp. Sistem: fontă nodulară/soluție HCl, $t = 20 \pm 2$°C, fără agitare

ziunii active cu degajare de hidrogen. Observarea cu ochiul liber a suprafeței arată o coroziune uniformă cu grad de atac avansat. Curbele și degajările de gaze de la electrod indică procese de coroziune cu control catodic, cu reducere de H_2.

Influența *p*H-ului (acesta crește la scăderea concentrației de acid) se manifestă în special în soluția 0,01 M HCl în care are loc deplasarea potențialului coroziune spre valori mai electronegative (cu cca 50—150 mV).

Agitarea și creșterea temperaturii cu 10—20°C nu modifică sensibil comportarea redată în figura 2. Rezultatele prezentate în figura 2 sînt medii ale mai multor serii de măsurători. În acestea se constată o influență a structurii superficiale a materialului și probabil a compoziției ușor diferite din straturile superficiale. Acești factori fiind dificil de controlat, efectul lor a fost eliminat prin mediere.

În figura 3 sînt redate curbele potențial-timp pentru sistemul fontă nodulară/soluție de H_2SO_4.

Comportarea materialului în aceste soluții nu se deosebește sensibil de aceea din figura 2. Concluziile menționate mai sus sînt valabile și în acest sistem.

În figurile 4 și 5 sînt prezentate rezultatele obținute în sistemele fontă Ni-rezist/soluție HCl și respectiv fontă Ni-rezist/soluție H_2SO_4.

În aceste sisteme curbele potențial-timp prezintă o formă similară celor ale fontei nodulare. Există însă o deplasare ușoară (cca 100

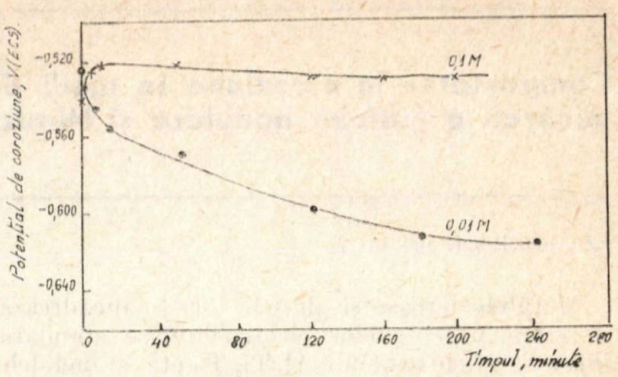


Fig. 3. Dependența potențial de coroziune-timp. Sistem: fontă nodulară/soluție H_2SO_4, $t = 20 \pm 2$°C, fără agitare

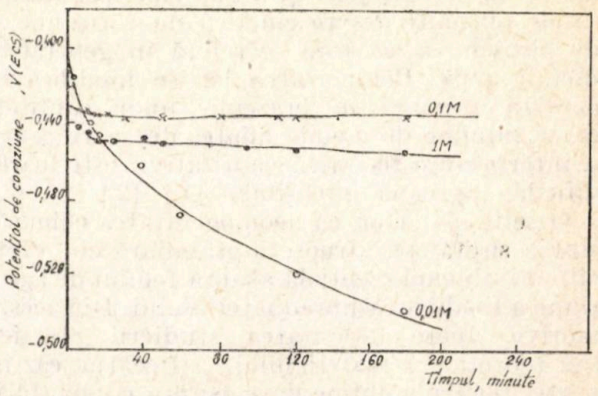


Fig. 4. Dependența potențial de coroziune-timp. Sistem: fontă Ni-rezist/soluție HCl, $t = 20 \pm 2$°C, fără agitare

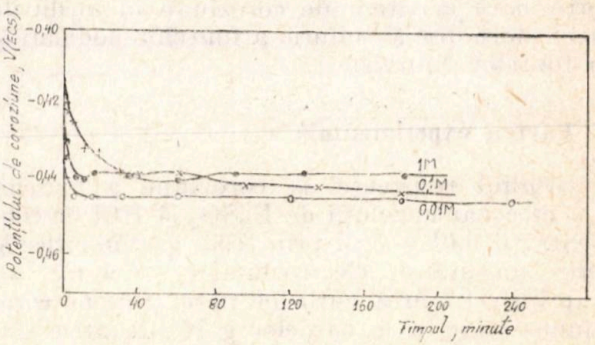


Fig. 5. Dependența potențial de coroziune-timp. Sistem: fontă Ni-rezist/soluție H_2SO_4, $t = 20 \pm 2$°C, fără agitare

mV) a potențialelor de coroziune spre domeniul mai electropozitiv. Această deplasare se consideră că poate fi atribuită prezenței Ni in aceste fonte, metal cu tendință mai mare spre pasivare decît cea a Fe. Caracteristica și controlul procesului de coroziune nu sînt însă afectate, astfel încît se menține un proces de coroziune uniformă cu control prin reducere de hidrogen.

Măsurători de viteză de coroziune. Măsurătorile de viteză de coroziune s-au efectuat prin metoda pierderii în greutate. Pe baza determinărilor de pierdere în greutate s-au calculat curbele viteză de coroziune-timp [3]. În figurile 6—9 sînt prezentate rezultatele obținute

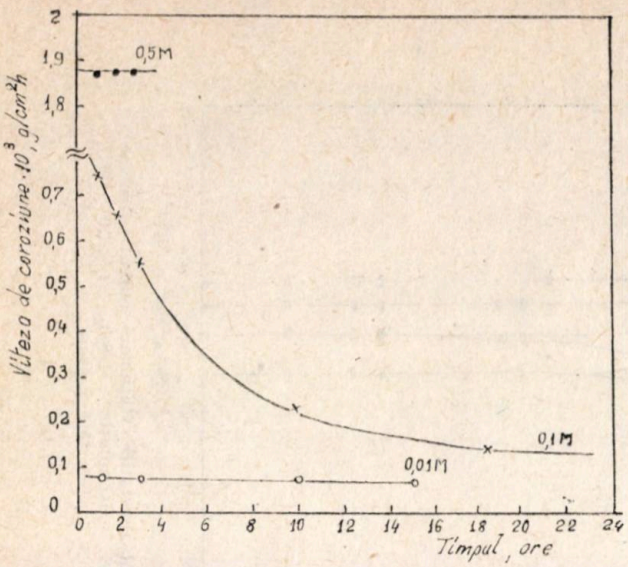


Fig. 6. Curbă viteză de coroziune-timp. Sistem: fontă nodulară/HCl, $t = 20 \pm 2°C$, fără agitare

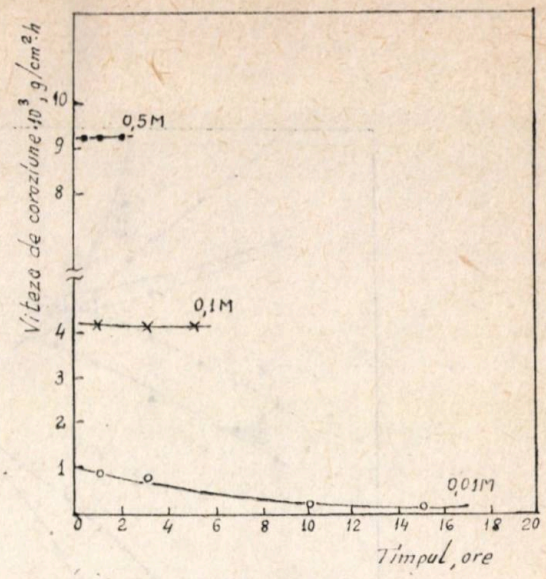


Fig. 7. Curbă viteză de coroziune-timp. Sistem: fontă nodulară/H_2SO_4, $t=20\pm2°C$, fără agitare

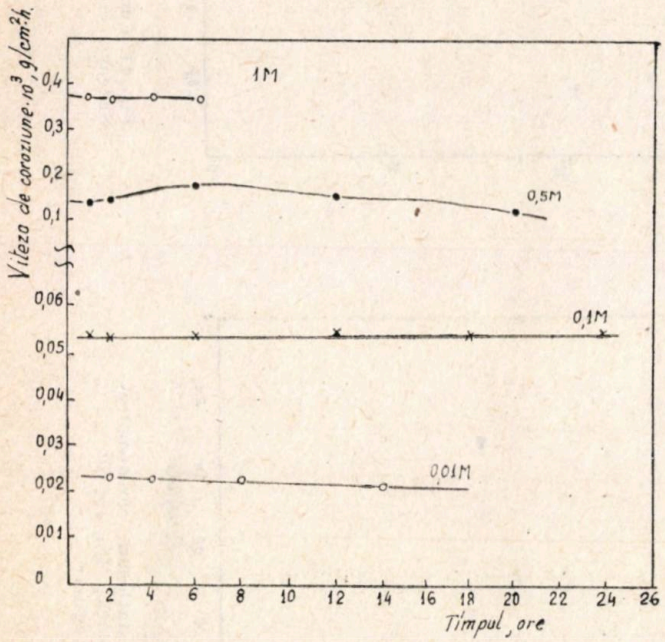


Fig. 8. Curbă viteză de coroziune-timp. Sistem: fontă Ni/HCl, $t = 20 \pm 2°C$, fără agitare

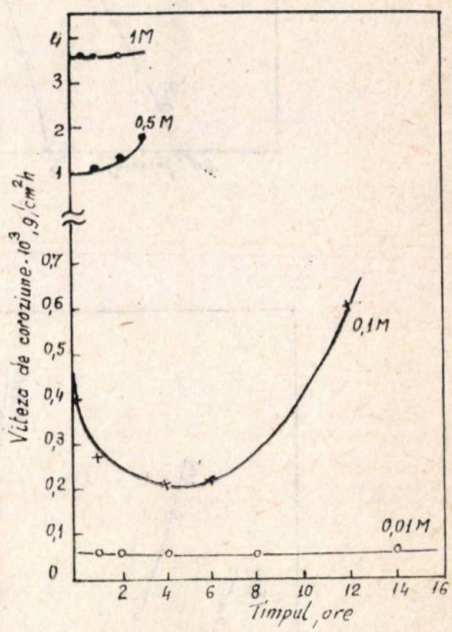


Fig. 9. Curbă viteză de coroziune-timp. Sistem: fontă Ni/H_2SO_4, $t=20\pm2°C$, fără agitare

pentru fontele nodulară și Ni-rezist în soluție de HCl și H_2SO_4. Se observă că în toate sistemele viteza de coroziune crește cu creșterea concentrației de acid (deci cu scăderea *p*H-ului); în soluții de concentrații $\geqslant 0{,}1$ M, viteza de coroziune devine apreciabilă, materialele nefiind rezistente în aceste condiții; în soluții de concentrații $\leqslant 0{,}01$ M, viteza de coroziune este redusă. În mediu de acid sulfuric coroziunea este mult mai accentuată atît pentru fonte nodulare, cît și pentru fonta Ni-rezist; valorile vitezelor de coroziune sînt aproximativ de zece ori mai mari în soluțiile de acid sulfuric față de cele în soluțiile de acid clorhidric la toate concentrațiile studiate.

Măsurători electrochimice galvanostatice. Metoda galvanostatică de studiu a proceselor de electrod este utilă pentru cercetarea coroziunii la metale și aliaje în domeniul activ de atac corosiv. După cum arată rezultatele măsurătorilor potențial de coroziune-timp și cele de viteze de coroziune, acest tip de atac corosiv este caracteristic fontelor studiate.

S-au obținut curbele curent-potențial, catodice și anodice, care corespund celor două procese de electrod cuplate ce determină procesul global de coroziune.

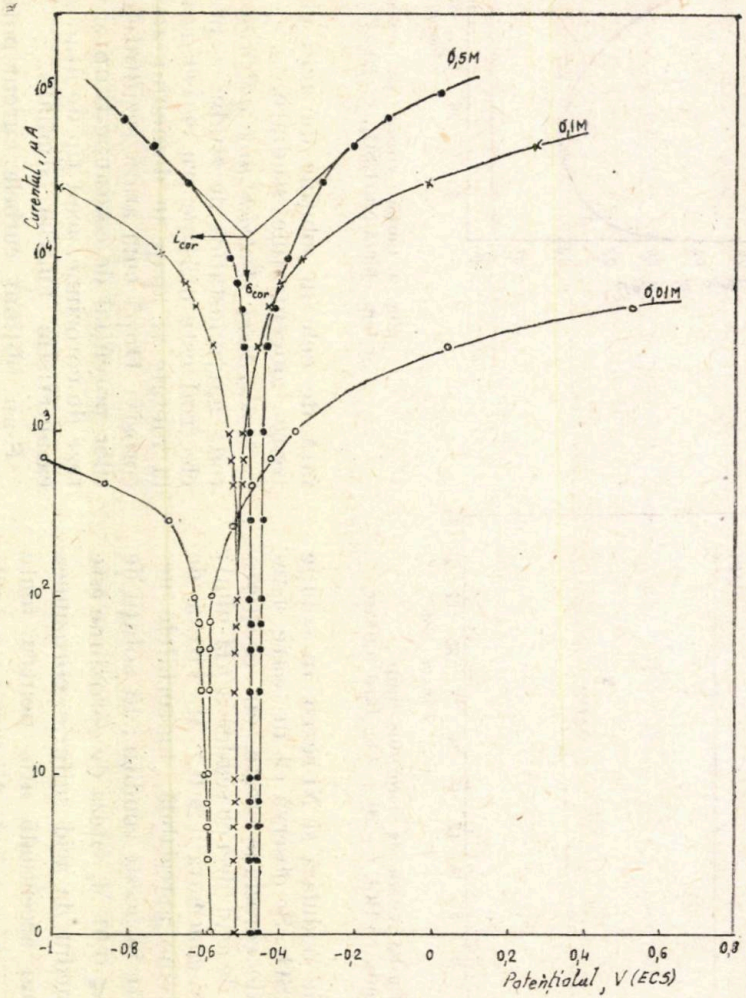


Fig. 10. Curbele galvanostatice staționare curent-potențial. Sistem: fontă nodulară/soluție, HCl, $t = 20 \pm 2°C$, $S = 1$ cm², fără agitare

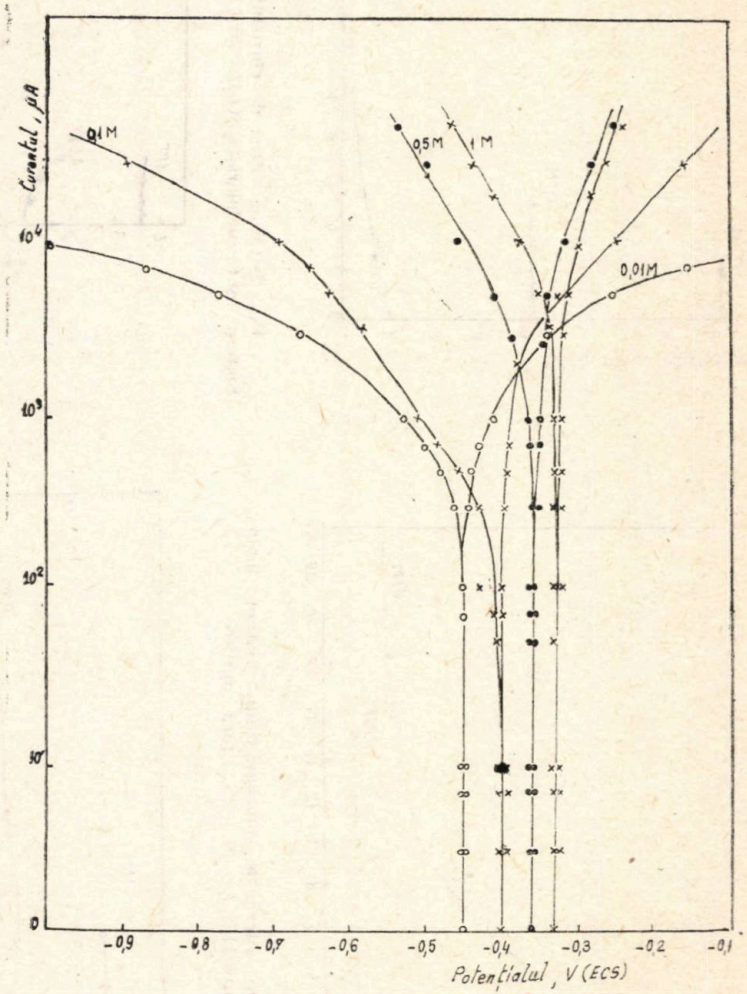


Fig. 11. Curbele galvanostatice staționare curent-potențial. Sistem: fontă Ni-rezist/soluție H_2SO_4, $t = 20 \pm 2°C$, $S = 1$ cm², fără agitare

Tabelul 1

Parametrii electrochimici de coroziune în sistemele fonte/acid mineral ($S_{probă}$= 1 – 1,1 cm²)

Sistemul / Concentrația de acid, ml/l	0,01 M		0,1 M		0,5 M		1 M	
	i_{cor}, mA	ε_{cor}, V	i_{cor}, mA	ε_{cor}, V	i_{cor}, mA	ε_{cor}, V	i_{cor}, mA	ε_{cor}, V
Fontă nodulară/HCl	0,220	−0,580	1,500	−0,540	11	−0,500	—	—
Fontă nodulară/H_2SO_4	0,250	−0,570	1,700	−0,490	38	−0,420	—	—
Fontă Ni-rezist/HCl	0,100	−0,425	0,150	−0,400	0,300	−0,385	0,400	−0,370
Fontă Ni-rezist/H_2SO_4	0,370	−0,450	0,700	−0,400	2	−0,360	4,5	−0,330

În figura 10 sînt redate curbele galvanostatice, catodică și anodică, pentru sistemul fontă nodulară/soluție de HCl în soluții 0,01 M și 0,5 M. Curbele prezintă forma clasică generală. Se observă două domenii Tafel care prin extrapolare la potențialul de coroziune determină valoarea curentului de coroziune (i_{cor} și ε_{cor}).

În figura 11 sînt redate curbele galvanostatice obținute pentru sistemul fontă Ni-rezist/H_2SO_4. Nu s-au mai prezentat și celelalte curbe galvanostatice obținute. În tabelul 1 sînt redate însă valorile curenților de coroziune și ale potențialelor de coroziune obținute pentru materialele studiate în ambele medii, la concentrațiile studiate. Se observă în general o mărire a curentului de coroziune la creșterea concentrației de acid, ceea ce indică o viteză de coroziune mărită în soluții puternic acide.

Pantele Tafel relativ mari, corespunzătoare dizolvării anodice, arată un control mixt al procesului de coroziune prin transfer de sarcină și transfer de masă [4]. În condițiile coroziunii în circuit deschis (deci practice) controlul procesului de coroziune este realizat prin reducerea hidrogenului care în mediile acide studiate poate fi scrisă:

$$2H_3O + 2e \rightarrow H_2(g).$$

S-a renunțat la o interpretare cantitativă a rezultatelor galvanostatice, deoarece o serie de factori ca neomogenitatea chimică, starea suprafeței etc. nu pot fi controlați.

Concluzii

S-a efectuat un studiu de coroziune în soluții de HCl și H_2SO_4 asupra materialelor: fontă nodulară și fontă Ni-rezist. Rezultatele studiului prin metodele potențialelor de coroziune arată prezența unor procese de dizolvare activă a materialelor studiate. Controlul procesului de coroziune se determină prin procesul catodic de degajare a hidrogenului.

S-a pus în evidență formarea pe suprafața metalelor studiate a unor filme neprotectoare.

Influența concentrației de acid este deosebit de importantă; în soluții de concentrații $\geqslant$0,1M viteza este apreciabilă, materialele nefiind rezistente, îndeosebi fonta nodulară, iar în soluții de concentrații $\leqslant$ 0,1M este redusă. Acidul sulfuric este mai puternic corosiv pentru ambele materiale.

Se poate concluziona că fontele nodulare și Ni-rezist prezintă o coroziune importantă în mediile de HCl și H_2SO_4 pe domeniul de concentrații studiat, fiind deci neindicate pentru utilizarea la instalații funcționînd în astfel de medii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Schwabe, K. În: Revista de coroziune, nr. 3, 1971, p. 139 (după revista „Wissenschaftliche Zeitschrift der Technischen Hochschule Otto von Guericke", Magdeburg, nr. 1, 1970).

[2] Bockris, Y. O'M, Drazic, D. și Despic, A. R. În: Electrochimica Acta, Anglia, vol. 4, 1961, p. 365.

[3] Landauer, O. și alții: În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1982, p. 515.

[4] Bockris, Y. O'M și Reddy, K. N.: *Modern electrochemistry*. Plenum Press, New York, 1970, cap. 9.

DOCUMENTARE

Consfătuiri organizate de Comisia de turnătorie a CNIT privind micşorarea consumului de combustibil şi metal

1) Consfătuirea de la Întreprinderea „Unio" — Satu Mare (7—8 iunie 1984), privind optimizarea proceselor de elaborare a fontelor în cubilou, în vederea micşorării consumului de cocs.

Au fost prezentate următoarele referate :

a) Stadiul actual al tehnologiilor de elaborare a fontei în cubilou, tendinţe şi perspective (dr. ing. I. Riposan — I.P.B.).

b) Preocupări actuale şi de perspectivă ale colectivului I.C.S.I.T.P.S.C., filiala Cluj-Napoca, în vederea modernizării cubilourilor (ing. I. Mănescu, ing. V. Szilagyi).

c) Stadiul actual al utilizării cubilourilor cu aer secundar în R.S.R. (dr. ing. V. Catană, ing. R. Popovici — I.I.S. Bacău);

d) Din experienţa Întreprinderii „Unio" — Satu Mare, privind perfecţionarea tehnologiei de elaborare a fontei în cubilou (ing. E. Botnar, ing. C. Kapuşi — I.U. Satu Mare).

e) Preocupările C.S.V. Călan în vederea modernizării cubilourilor (ing. D. Vutas, ing. I. Petroescu — C.S.V. Călan).

f) Desulfurarea fontelor în afara agregatelor de elaborare (ing. L. Dinescu — I.C.S.I.T.P.S.C.).

Prima lucrare a efectuat o trecere în revistă a preocupărilor existente, pe plan mondial, în domeniul elaborării fontelor în cubilou. După un scurt istoric al cubiloului, au fost prezentate principalele tendinţe privind construcţia, sistemul de alimentare cu aer, mutaţiile apărute în încărcătură, procesele metalurgice (în principal desulfurarea), principalele posibilităţi de micşorare a consumului de cocs de turnătorie şi de înlocuire a acestuia, poluarea etc.

În referatul prezentat, filiala I.C.S.I.T.P.S.C. — Cluj-Napoca a dovedit că în prezent s-au creat condiţiile ca acest colectiv să devină dispeceratul naţional al preocupărilor în vederea perfecţionării constructive a cubiloului, în condiţiile specifice ţării noastre. Aşa cum s-a prezentat şi în material se dispune la ora actuală de un număr mare de cubilouri în marea lor majoritate de mici dimensiuni (sub 1 000 mm), astfel că modernizarea acestora ridică o serie de probleme.

Pe baza hotărîrilor adoptate la a 8-a Conferinţă naţională de turnătorie şi la consfătuirile ţinute pe tema „Modernizarea cubilourilor în vederea reducerii consumului de cocs", I.C.S.I.T.P.S.C. a elaborat un „program cadru" cu măsuri menite să asigure îndeplinirea acestei sarcini.

Pînă în prezent I.C.S.I.T.P.S.C. a elaborat mai multe proiecte de modernizare.

Materialul prezentat de colectivul de la I.I.S. Bacău scoate în evidenţă faptul că acţiunea iniţiată aici în vederea asimilării şi extinderii cubilourilor cu aer secundar în R.S.R. a dat rezultate bune, în prezent 22 de uzine aplicînd această tehnologie, care din 1972 cunoaşte o largă utilizare pe plan mondial.

Gazdele consfătuirii au prezentat un material amplu, în care au evidenţiat, cronologic, preocupările acestui colectiv pentru modernizarea cubilourilor : cubilou cu aer cald, cu recuperator montat în coş, în funcţiune din 1966 ; utilizarea oxigenului suplimentar introdus printr-un sistem ingenios ; folosirea prafului de cărbune ; schimbări constructive ale profilului cuvei cubiloului, adusă la un profil tronconic ; sistem de alimentare cu aer secundar.

La C.S.V. Călan, în ultimii ani există preocupări susţinute, de mărire a duratei de funcţionare continuă a cubilourilor cu Ø 1300 mm, utilizate în producţia de lingotiere, ajungîndu-se la 6—7 zile. Prin modificarea răcirii cubiloului, s-a reuşit mărirea duratei de lucru de la 32—34 h la 3,5—4 zile. Se preconizează utilizarea la căptuşirea cubiloului a masei carbonice, utilizarea unor ventilatoare separate pentru cele două rînduri de guri de aer amplasate la o distanţă de 700 mm între ele, mărirea cantităţii de aer secundar (în prezent este de 20%) etc.

În vederea desulfurării fontei în afara cubiloului, I.C.S.I.T.P.S.C. propune două variante :

a) Instalaţie de desulfurare discontinuă, cu agitator cu palete, pentru oală de 5 t.

Se utilizează carbură de calciu, la granulaţia de 0,1—1,0 mm.

Instalaţia este prevăzută cu un motor cu puterea de 13 kW, durata desulfurării fiind de 4—18 min.

b) Instalaţie de desulfurare continuă, cu agitator cu palete, concepută special pentru cubilou, fiind amplasată între acesta şi antecreuzet. Această instalaţie este prevăzută cu două bazine, în primul avînd loc desulfurarea cu CaC_2, în timp ce în cel de al doilea are loc desulfurarea finală cu FeSiCaMg. Instalaţia este adaptată la o funcţionare continuă a cubiloului.

Discuţiile care au avut loc au abordat problematica generală privind cubiloul, cu participarea reprezentanţilor de la M.A.G.F., Feroemail — Ploieşti, I.M. Carei, I.C.S.I.T.P.S.C., Întreprinderea de autocamioane — Braşov, C.S.V. Călan, Flacăra — Ploieşti, I.M.M.R. Braşov, Tractorul — Braşov, Metalurgica — Bacău, I.F. Vlăhiţa, I.P.B.

Vizita efectuată în turnătoria Întreprinderii „Unio" — Satu Mare a evidenţiat experienţa acestei întreprinderi în exploatarea cubilourilor modernizate. Făcînd dovada receptivităţii la asimilarea tehnologiilor noi, gazdele consfătuirii au efectuat o demonstraţie de utilizare a oalei de modificare închisă cu capac (bazin), cunoscută sub denumirea de „Tundish-Cover", realizată în colaborare cu I.P. Bucureşti. Acest sistem de modificare a fontei realizează o serie de avantaje în raport cu oala cu buzunar deschisă (sandwich) : se reduce practic complet poluarea în timpul modificării ; se micşorează pierderile de magneziu, ceea ce conduce la micşorarea consumului de modificator (cu 1—30%). O importanţă deosebită o are dimensionarea orificiului de trecere a fontei din bazin în oală, pentru care se recomandă relaţia :

$$D = 2{,}2 \sqrt{\frac{W}{t \cdot \sqrt{h}}} \text{ [cm]}$$

în care D este diametrul orificiului, cm ;
W — cantitatea de fontă modificată, kg ;
t — durata de umplere a oalei, s ;
h — înălţimea fontei în bazin, cm

Se recomandă ca bazinul să fie menţinut plin, timpul (t) fiind dependent de durata de golire a oalei de turnare. Oala este cea utilizată în mod obişnuit la modificarea fontei, capacul (bazinul) fiind căptuşit cu material refractar, fixat la suprafaţa oalei prin propria greutate.

2) Consfătuirea de la Întreprinderea de fier — Vlăhiţa (9—10 mai 1984), privind îmbunătăţirea calităţii fontelor brute de înaltă puritate (FIP).

La consfătuire au participat producători şi beneficiari ai acestui material, specialişti în domeniul producerii fontelor de primă fuziune (în furnal) şi a celei de-a doua fuziuni (în cuptoare electrice), producătorii de piese din fontă cu grafit nodular şi vermicular, cercetători din institutele de cercetare şi proiectare, din învăţămîntul superior (80 de participanţi din 40 întreprinderi şi instituţii).

Participanţii la consfătuire au urmărit fabricarea FIP în furnalul de 70 m³ din dotarea I.F. Vlăhiţa, precum şi utilizarea acestui material la producerea din Fgn a cilindrilor de laminor şi a pieselor pentru tractoare, în cele două turnătorii ale I.F.V.

În cadrul consfătuirii au fost prezentate referate privind diferite aspecte referitoare la FIP.

1) Analiza tehnico-economică a procedeelor de fabricare a fontelor brute de înaltă puritate (ing. C. Avram, ing. I. Roşculeţ — ICEM).

2) Aprecieri privitor la fabricarea fontelor brute de înaltă puritate (dr. ing. C. Cosneanu — I.C.S.I.T.P.S.C.).

3) Recomandări tehnologice privitor la utilizarea FIP la turnarea pieselor din Fgn (ing. M. Boghici, ing. M. Vlădoiu, ing. Silvia Cibianu, ing. C. Lazăr — I. A. Braşov).

4) Unele consideraţii privind elaborarea fontei de înaltă puritate în furnale de 70 m³ (ing. ec. A. Rus, A. Mihaly, L. Ballo, sing. S. Szeles — I.F.Vlăhiţa).

5) Utilizarea FIP la turnarea, din Fgn, a cilindrilor de laminor şi a pieselor pentru tractoare la I.F. Vlăhiţa (A. Racz, A. Gall — I.F. Vlăhiţa).

Analizînd, retrospectiv, principalele etape parcurse, în ceea ce privește producerea în țară a FIP, prima lucrare prezentată evidențiază neajunsurile celor două tehnologii utilizate în prezent : necesitatea utilizării unor minereuri de calitate deosebită și a unui mangal de calitate în cazul furnalului, precum și problemele consumului mare de energie și a carburării în cazul cuptorului cu arc. Sînt prezentate, comparativ, diferite aspecte tehnologice, energetice și de cost, pentru mai multe variante posibile de fabricare a FIP : *a*) furnal (minereu deosebit) ; *b*) furnal-convertizor ; *c*) furnal-convertizor-cuptor electric ; *d*) cuptor electric (fier vechi) ; *e*) cuptor cu arc-cuptor cu inducție.

În cazul utilizării furnalului, rațională se dovedește tehnologia care presupune folosirea unui minereu bun (dar nu deosebit), precum și prelucrarea fontei lichide în afara acestui agregat, eventual într-un convertizor prevăzut și cu capacitate de carburare (încălzit electric).

În ceea ce privește cuptorul electric, cea mai economică variantă constă în afinarea, desulfurarea și defosforarea în cuptorul cu arc, urmate de o carburare în cuptorul cu inducție.

Analizînd calitatea FIP obținută prin cele două tehnologii, cea de-a doua lucrare remarcă faptul că, în cazul în care acest material este rezultatul numai a unei elaborări în cuptoare electrice, potențialul de grafitizare este scăzut, ceea ce determină o sensibilitate deosebită la contracție, respectiv la formarea retasurii, la solidificarea în sistemul metastabil, acest ultim fenomen impunînd o postmodificare mai energică. Se remarcă de asemenea faptul că fabricarea în cuptoare electrice presupune un mare consum de energie și un cost deosebit de ridicat, propunînd soluția duplex furnal-alt agregat (electric), acesta din urmă asigurînd rafinarea fontei, dar la un consum de energie sub 60 kWh/t, precum și carburarea acesteia.

În aceste condiții, FIP ar urma să asigure un cost mai scăzut și o calitate mai bună (ar avea un potențial de grafitizare mai mare) decît cea produsă acum la I.P.T.C.

Cea de a treia lucrare prezintă experiența utilizării FIP în cadrul celui mai mare producător de Fgn din țară, respectiv I. A. Brașov.

Se remarcă o serie de deficiențe în ceea ce privește calitatea FIP : conținut prea mare de sulf, inclusiv un control scăzut al acestuia ; conținuturi prea mari de fosfor (care determină fisuri), de siliciu (care limitează utilizarea recirculatelor) și de mangan, ce determină apelarea uneori și la tratamentul termic. De asemenea, în unele cazuri se remarcă conținuturi mari de zgură și incluziuni. Dintre propunerile efectuate se pot reține următoarele referitoare la producerea Fgn feritice fără tratament termic : *a*) 3,5—4,3 % C, max. 0,2 % Si, max. 0,18 % Mn, max. 0,03 % P, max. 0,02 % S, sub 0,05 %, alte elemente ; *b*) calupuri de max. 25 kg, fără zgură, aderențe, oxizi ; *c*) realizarea de urgență a unui STAS care să reglementeze calitatea și utilizarea FIP ; *d*) o cale mai economică de fabricare, care să permită reducerea costului (furnal-alt agregat) ; *e*) îmbunătățirea calității modificatorilor ; *f*) revizie STAS Fgn, cu adoptarea unei scări privind nodularitatea.

Colectivul I.F.V. prezintă condițiile fabricării FIP, după caietele de sarcini referitoare la I. A. Brașov și I. Tr. Brașov. Sînt abordate direcțiile de acțiune pentru perfecționarea tehnologiei : analiza mai multor variante de minereu și mangal, realizarea unei dozări granulometrice, utilizarea aglomeratului autofondant, desulfurarea fontei în oală etc. Se apreciază că la I.F.V. există condiții pentru dezvoltarea producției acestui material.

În ceea ce privește utilizarea FIP la Vlăhița, se remarcă în principal producția cilindrilor de laminor semiduri, subliniindu-se calitatea deosebită a fontei produse, cu un consum redus de modificator (fabricat la I.F.V). Se cere o calitate specială de FIP pentru producția de cilindri de laminor.

În cadrul discuțiilor, au fost abordate probleme referitoare la definirea acestui material, la fabricarea mai economică a acestuia, la îmbunătățirea calității sale și a produselor finale obținute.

Principalele probleme ridicate sînt următoarele :

a) Necesitatea urgentă a realizării unui STAS care să definească calitatea acestui material, inclusiv mai multe variante de compoziție pentru principalele domenii de utilizare. În principal, FIP trebuie înțeleasă ca o fontă cu conținut scăzut de sulf și fosfor și cu un control riguros al elementelor însoțitoare cu efect antimodificator.

În aceste condiții, FIP ar sta alături de recirculate și fierul vechi la baza producerii fontei cu grafit nodular și vermicular. Pentru destinații speciale, acest material ar putea fi : cu mangan foarte scăzut (fonte feritice) sau cu siliciu scăzut, în cazul limitării acestui element în încărcătură.

Se consideră a fi cu totul necorespunzătoare utilizarea FIP cu mangan foarte scăzut la producerea fontelor perlitice, ce ar atrage alierea cu FeMn, sau a celor cu siliciu foarte scăzut, atunci cînd acest element nu este strict limitat. Pot fi luate în considerare principalele domenii de utilizare : cilindri de laminor, piese pentru construcția de mașini, piese pentru automobile etc.

În cazul Fgn perlitice, mai economică este însă tehnologia bazată pe utilizarea fierului vechi și nu pe FIP, acest lucru asigurînd o reducere însemnată a costului pieselor.

b) Reevaluarea posibilităților de fabricare a FIP, cu luarea în considerare a producției tot mai mari de Fgn și Fgv, deci și a unui necesar tot mai mare de FIP. Se consideră ca eficientă realizarea unei investiții la I.F.Vlăhița care să permită prelucrarea, în afara furnalului, a fontei lichide, produsă în acest agregat pe baza unui minereu selecționat, dar accesibil. Se consideră ca fiind neeconomică și mare consumatoare de energie tehnologia actuală bazată pe cuptoare electrice, în timp ce la I.F.V. se pot crea condiții pentru asigurarea acestui material la un cost mult mai scăzut.

c) Reevaluarea costului FIP, exagerat în prezent, constituind din această cauză o frînă în calea creșterii producției de Fgn. La actualul preț al FIP, piesele din Fgn devin mai scumpe decît cele din oțel.

d) Luarea unor măsuri urgente pentru îmbunătățirea calității FIP produse prin tehnologiile actuale, în special în ceea ce privește controlul conținutului de sulf și al impurităților.

e) Realizarea unor modificatori de calitate corespunzătoare, care să permită un grad mai mare de utilizare a recirculatelor în producția de Fgn.

În concluzie, discuțiile purtate au subliniat :

— oportunitatea realizării creșterii capacității de producție a FIP la nivelul a 120—140 000 t la nivelul anului 1988—1990 ;

— adoptarea tehnologiei de fabricație duplex : furnal-cuptor electric de inducție, care prezintă avantaje evidente privind consumul de energie și materii prime, cost, calitate ș.a.

3) Consfătuirea de la Întreprinderea de autocamioane — Brașov (27.XI.1984), cu tema : „Înlocuirea pieselor din oțel cu piese turnate din fonte cu grafit nodular". Au participat 195 reprezentanți din 84 întreprinderi și instituții din țară.

Au fost prezentate mai multe referate :

a) Realizări pe plan mondial privind înlocuirea pieselor din oțel cu fonte de înaltă rezistență (prof. dr. ing. L. Sofroni — I.P.B.).

b) Criterii privind aprecierea utilității înlocuirii pieselor din oțel cu piese turnate din fonte cu grafit nodular (dr. ing. C. Cosneanu — I.C.S.I.T.P.S.C.).

c) Realizări și perspective în cadrul I. A. Brașov privitor la înlocuirea pieselor din oțel cu piese turnate din fonte cu grafit nodular (ing. M. Boghici, ing. S. Cibianu, ing. C. Lazăr — I. A. Brașov).

d) Realizările I. Tr. Brașov privitor la înlocuirea unor piese din oțel cu piese turnate din fonte cu grafit nodular (dr. ing. V. Vulcu, ing. V. Stoicănescu, ing. N. Rucăreanu — I. Tr. Brașov).

e) Încercările la oboseală ale fontei cu grafit nodular (ing. M. Popescu — I. A. Brașov).

f) Perfecționări în tehnologia de fabricare a fontelor cu grafit nodular (dr. ing. I. Riposan — I.P.B.).

I. A. Brașov are o experiență deosebită în producerea fontei cu grafit nodular, realizînd în prezent peste 40 % din producția națională de Fgn.

Referatele prezentate au urmărit în principal evidențierea avantajelor utilizării fontei cu grafit nodular în locul oțelului turnat.

În cadrul primului referat s-a arătat că prin folosirea fontei cu grafit nodular se obține o creștere a indicelui de scoatere cu 4 — 20 %, o micșorare a greutății pieselor cu pînă la 25 — 30 % ; se realizează mari economii de energie, aceasta scăzînd

cu 30—50 % la topire, cu pînă la 90 % la tratamentul termic. Maselotele, obligatorii și în cazul pieselor din Fgn, se reduc cu 60 — 90 % față de cazul turnării oțelului. Mai trebuie remarcată prelucrabilitatea superioară a fontei în raport cu oțelul, cheltuielile cu această operație scăzînd cu pînă la 20 — 25 %. Economia de timp (și manoperă), realizată la curățarea pieselor turnate, atinge 20—40 % față de oțel. Pe ansamblu, costul pieselor turnate din Fgn este mai scăzut decît al celor produse din oțel, cu peste 30 %.

Fonta cu grafit nodular se evidențiază de asemenea printr-o serie de alte caracteristici superioare oțelului turnat : valori mai mari pentru raporturile $R_{p0,2}/R_m$ și R_{-1}/R_m, capacitate mai mare de amortizare a vibrațiilor, proprietăți mai bune la antifricțiune, o tendință mai scăzută de apariție a crăpăturilor la cald, interacțiuni metal-formă mai slabe. Evident, există o serie de caracteristici prin care fonta cu grafit nodular rămîne inferioară oțelului, ca de exemplu tenacitatea, dar progresele realizate în fabricația Fgn au condus la diminuarea treptată a acestora.

Analizînd domeniile de utilizare a Fgn pe plan mondial, se constată că acest material a pătruns în toate ramurile industriale : tuburi, utilaj de turnare, cilindri de laminor, automobile și tractoare etc.

În acest sens, experiența I.A. Brașov s-a dovedit a fi concludentă, colectivul de aici abordînd problema înlocuirii oțelului cu fonta cu grafit nodular. S-a început cu culbutorii, s-a trecut masiv la utilizarea Fgn la cea de-a treia generație de autocamioane (Diesel) pentru ca, în prezent, proiectanții să ia în considerare un număr tot mai mare de repere pentru a fi produse din acest material. Printre cele mai concludente schimbări, s-au amintit butucii de roți (cu o reducere a greutății cu circa 40 %), consolele, carcasele și semicarcasele, arborii cotiți. În prezent la I. A. Brașov se produc, direct din turnare, fonte cu grafit nodular feritice, fonte perlitice cu proprietăți ridicate (rezistența peste 735 N/mm², alungirea peste 3 %).

Într-un alt referat, luîndu-se în considerare consumul cumulat de energie, exprimat în tone combustibil convențional pe tona de piese bune (t.c.c./t.p.b) se obțin următoarele valori : 2,91 (oțel), 2,04 (Fgn-feritice cu tratament termic) și 2,33 (Fgn-feritice fără tratament termic), față de 1,7 (Fgl) și 1,9—2,0 (Fgn-perlitice).

Rezultă deci că, folosind o încărcătură normală și tratament termic, se obține un consum mai mic de energie decît în cazul folosirii FIP (fără T.T.), datorită marii acumulări de energie în FIP produsă în cuptoarele electrice.

Analizîndu-se consumul actual de energie la topirea în cuptoare electrice, se remarcă faptul că acesta este format din : 50 % energie înglobată în materiile prime, 25 % energie consumată la topire și 25 % alte consumuri. Rezultă deci importanța pregătirii corespunzătoare a încărcăturii și ieftinirea acesteia, utilizarea unor microprocesoare pentru controlul elaborării, conducerea rațională a acesteia.

O altă experiență prezentată a fost cea de la I. Tr. Brașov, la care a fost asimilată tehnologia de modificare în formă (procedeul Inmold). Sînt evidențiate principalele particularități ale acestei tehnologii, insistîndu-se asupra necesității utilizării unor modificatori cu granulație scăzută și constantă, a necesității unui control mai riguros al temperaturii fontei la modificare.

Într-un alt referat, un colectiv de la I. A. Brașov prezintă o serie de rezultate privind încercarea la oboseală a Fgn 400—12, pentru care se propune o probă tipică, precum și anumite condiții particulare de determinare.

Ultimul referat și-a propus să prezinte cîteva perfecționări tehnologice în domeniul fabricării fontei cu grafit nodular, abordîndu-se în principal trei probleme : materii prime, tehnologii de modificare și controlul efectului modificator. S-a insistat asupra faptului că materialele metalice utilizate în producția de Fgn trebuie să asigure în primul rînd conținuturi scăzute de sulf și elemente antinodulizante și numai în cazuri particulare și mangan scăzut. Deci utilizarea FÎP nu este justificată decît în cazuri particulare (fonte feritice, direct din turnare).

În ceea ce privește modificarea, se remarcă două tendințe : perfecționarea tehnologiilor de utilizare a modificatorilor și revenirea la magneziul metalic, dar introdus în fontă sub alte forme.

La modificarea în oală, se remarcă extinderea oalei de modificare cu bazin (capac) ce a început să fie utilizată la Întreprinderea „Unio" Satu Mare (în colaborare cu I.P.B.), fiind de asemenea în curs de asimilare și la alte întreprinderi (I. M. Focșani, I. M. Alba Iulia). Un asemenea procedeu asigură eliminarea poluării, reducerea consumului de modificator cu pînă la 20 — 30 %, micșorarea pierderilor de căldură la modificare, creșterea gradului de asimilare a magneziului etc.

Au fost prezentate de asemenea mai multe tehnologii care se bazează pe folosirea magneziului metalic.

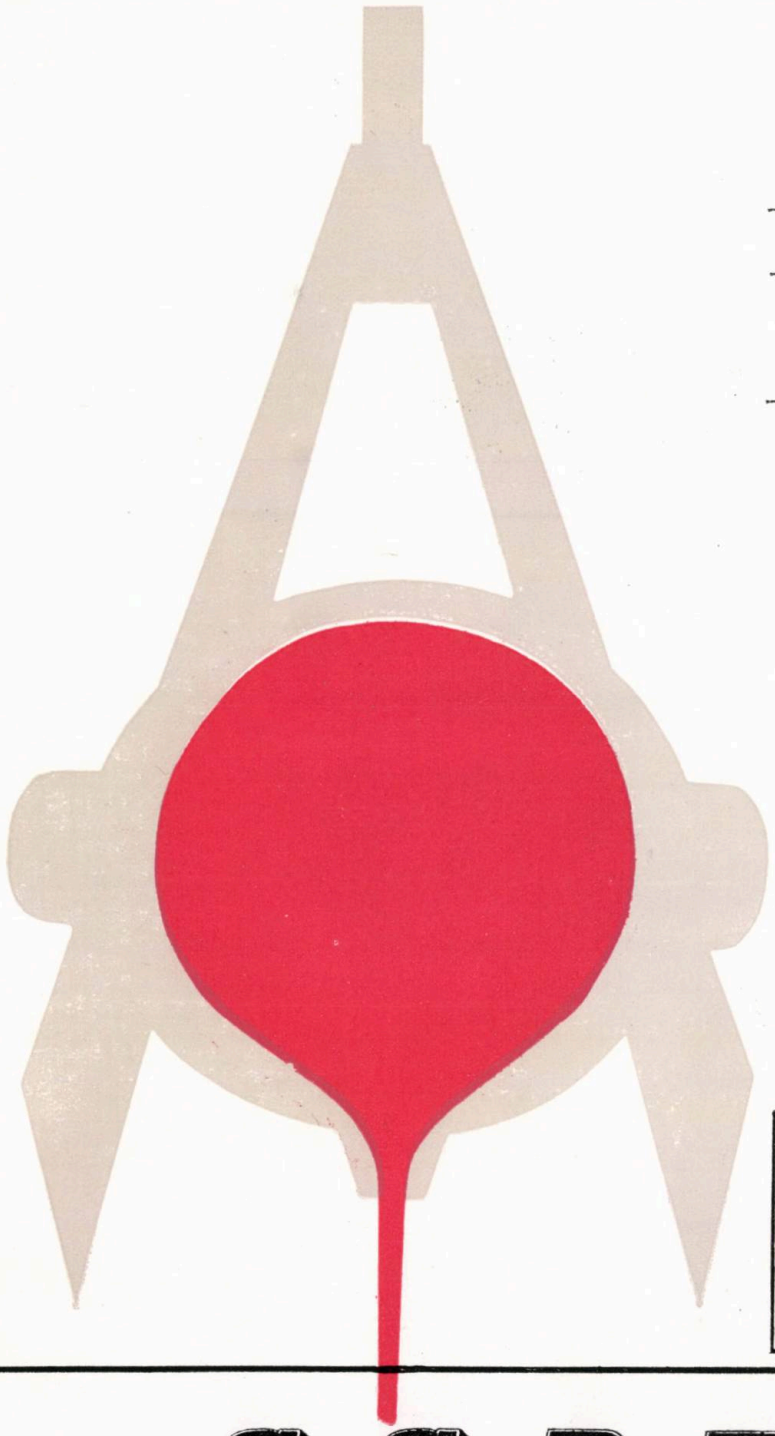
Pentru o analiză structurală complexă, capabilă să stabilească proporția de constituenți, distribuția și gradul de compactitate al grafitului etc., s-a recomandat instalația românească SAADI, realizată în I.P.B. și aflată în prezent în producție la Fabrica de calculatoare—București, fiind formată din : microscop metalografic MC 9, camere de luat vederi, monitoare pentru imagini, calculator.

În cea de-a doua parte a consfătuirii au urmat discuții cu participarea reprezentanților M.A.G.F., I.A. Brașov, I.F. Vlăhița, I. M. Focșani, I. P. Cîmpina, „Unio" — Satu Mare, I. M. Rm. Sărat, I.C.S.I.T.P.S.C.

Dr. ing. *I. Ripoșan*
Institutul politehnic — București

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

E 3280

Kohászat

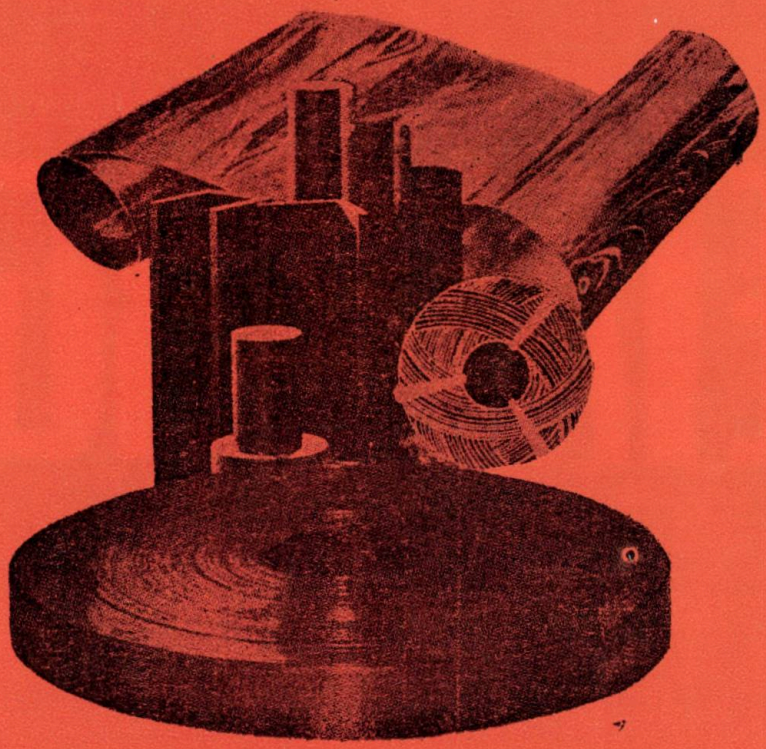
1985 JUN 20

REFERÁLVA

METALURGIA

5

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 5 • MAI 1985



METALEXPORTIMPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

OFFERS :

- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy steel
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanized coils
- seamless steel line pipes; casing
- longitudinal welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires, prestressed concrete wires and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy-steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, cold rolled sheets and strips, foils, properzi wires)

„METALEXPORTIMPORT"

Bucharest-Romania 23-25, Mendeleev Street
TELEX: 11515 TELEPHONE 620, 621

METALURGIA

Anul 37 Nr. 5 Mai 1985

CUPRINS

Mazur, Margareta, Forizs, Șt., Marcu, T., Solduban, D., Rusu, V. și *Kovacs, K.* : **Calitatea semicocsului P.L.D., utilizat în rețetele complexe de cocsificare** 229

Păsărică, Victoria, Ionescu, Florentina și *Dobrescu, Edith* : **Natura, conținutul și dispersia incluziunilor nemetalice în oțelurile tratate în vid, destinate fabricației de sîrmă pentru beton precomprimat și cabluri de tracțiune** 234

Țenea, C. : **Studiul influenței caracteristicilor mecanice asupra proprietăților magnetice ale fierului fără remanență** 244

Răducanu, Doina, Isac, Mihaela, Tîrcolea, M. și *Bănică, T.* : **Utilizarea experimentului programat pentru determinarea durității și mărimii stratului decarburat la deformarea plastică a oțelului de arc 51 VCr11A** 247

Dumitrescu, Tr. : **Orientări în fabricația și recondiționarea cilindrilor de sprijin pentru laminoarele de table groase și de benzi** 249

Săbău, Teodora : **Cercetări privind formarea aderențelor mecanice la piesele turnate** 252

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Patraș, V. și *Haltrich, K.* : **Influența bariului metalic asupra structurii și proprietăților fontelor cu grafit vermicular** 254

Dulămiță, T., Zamfir, Simona, Suciu, Valerica, Șaban, R., Suciu, M. V. și *Orosz, Gh.* : **Caracteristici structurale, tehnologice și de exploatare ale unor aliaje tip AlSiCuMgNi, turnate și deformate plastic** 259

Drugă, L., Francisc, Veronica și *Dediulescu, T.* : **Creșterea durabilității segmenților de rulat filet prin aplicarea unor tratamente termochimice** 267

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Cosneanu, C. și *Marcusohn, I.* : **Posibilități de îmbunătățire a calității utilajelor de turnare** 272

DOCUMENTARE 258, 266

REVISTA REVISTELOR 274

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

„I. P. „Informația" — c. 1158

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT 1883

CONTENTS

DC : 662.741.3

Mazur, Margareta, Forizs, Șt., Marcu, T., Solduban, D., Rusu, V. et Kovacs, K. : **The quality of P.L.D. semi-coke used in complex coking formulas**

The paper presents the coke quality from a different point of view, namely the petrographic composition and the baking degree uniformity, determined with the help of a microscope.

These new quality criteria help to explain certain peculiarities in semi-coke behaviour as a degreasing agent in the coking heat.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 229–233

DC : 669. 017 : 539. 219.1

Păsărică, Victoria, Ionescu, Florentina and *Dobrescu, Edith* : **Non-metallic inclusions nature, contents and dispersion in vacuum-treated steels for prestressed concrete wires and pull ropes**

The paper includes the investigation results on industrial samples (from billets) concerning the types, shape, size, contents, chemical composition and distribution of non-metallic inclusions in Al and FeSi vacuum degased and deoxidized, B (concrete) and C (cable) — steels, in order to improve the technology of these steel grade making, heat treatment and casting.

Researches has been carried out by chemically separating steel oxide inclusions, by spectral chemical analysis and roentgenostructural analysis (by diffraction) of the inclusions extracted, by maximum rating determinations on inclusions according to STAS 5949—80 and by the determination of constituent elements distribution in the representative type (with microprobe).

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 234–243

DC : 669. 017 : 538. 22

Țenea, C. : **The study of the influence of mechanical characteristics on the magnetic characteristics of iron without remanence**

The article deals with the influence of hot rolling, cold plastic deformation and of high quenching heat treatment on the magnetic properties of plates made of iron without magnetic remanence. The results of the experiments are useful for the production of plate made of iron without remanence and for the manufacturing of parts for electronic and electrotechnical industries.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 244–246

DC : 539.374 : 669.04 .564

Răducanu, Doina, Isac, Mihaela, Târcolea, M. and Bănică, T. : **The use of the programmed experiments for the determination of the decarburized layer hardness and size during 51VCr 11A spring steel plastic deformation.**

The paper presents a method of determining the rolling parameters, such as end temperature and relative pass reduction with a view to obtaining minimal values for decarburized layer hardness and size, for 51VCr11A, by using a method of programming the experiment.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 247–248

DC : 621.771.07

Dumitrescu, Tr. : **Trends in the manufacturing and reconditioning of plate and strip rolling mill back-up rolls**

The author undertook an economic and technical study of the manufacturing and use of back-up rolls in plate and strip rolling mills. The data which were obtained lead to the conclusion that the manufacturing of back-up rolls by shrinkage is an adequate solution.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 249–251

DC : 621.746.015

Săbău, Teodora : **Researches on the formation of mechanical adherences in castings**

The paper includes experimental data on the moisturing angle formed between steel and the mould material. These data are the results of the use of „sessile drop method".

The author presents the influence of the grainsize of different refractory materials on the moisturing angle.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 252–253

DC : 669.131.7 : 539.4./5

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Patraș, V. and *Haltrich, K.* : **The influence of metallic barium on the structure and properties of vermiculary graphite cast iron**

The paper presents the experimental results concerning the influence of metallic barium mixed with FeSiCaMgTiCe on the structure and mechanical properties of vermiculary graphite cast iron. Because of the stable intermetallic compounds which are formed between magnesium and barium, there is an optimum ratio between the two elements, which ensures a graphite separation with high compactness.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 254–258

DC : 669.2/.8.018

Dulămiță, T., Zamfir, Simona, Suciu, Valerica, Șaban, R., Suciu, M. V. and Orosz, Gh. : **Structural and technological characteristics and characteristics in operation of AlSiCuMgNi cast and deformed alloys**

With a view to develop the alloy the mix which satisfy the operation strains suffered by internal combustion engine pistons, the authors the characteristics of AlSiCuMgNi alloys in cast, deformed and heat treated state. They determined the structural, physical, mechanical and technological characteristics of the alloys studied with a view to establishing an optimum heat treatment technology for determining the imposed operation characteristic complex.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 259–266

DC : 621.785.019 : 620.169.1

Drugă, L., Francisc, Veronica and *Dediulescu, T.* : **The durability increase of thread rolling segments by the use of thermochemical treatments**

The authors present the analysis of steels used to the manufacturing of thread rolling segments, the thermochemical and heat treatments applied to these segments. They present also the thermochemical and heat treatments applied to these segments. They present also the ways of increasing their durability in operation.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 267–271

DC : 621,74 : 658.2

Cosneanu, C. and *Marcusohn, I.* : **Ways to improving the pouring equipment quality**

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 272–274

I N H A L T

DK : 662.741.3

Mazur, Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T., Solduban, D., Rusu, V. şi Kovacs, K. : **Die Qualität des in komplexen Verkokungsrezepten eingesetzten Schwelkokses P. L. D.**

Die Arbeit behandelt die Qualität des Schwelkokses im Zusammenhang mit der petrographischen Zusammensetzung und der Gleichmässigkeit des Backens.

Diese neuen Gesichtspunkte erklären einige Besonderheiten des Schwelkoksverhaltens als Magerungsmittel in derKoksfüllung.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 229–233

DK : 669.017. : 539.219.1

Păsărică, Victoria, Ionescu, Florentina und *Dobrescu, Edith* : **Art, Gehalt und Dispersion nichtmetallischer Einschlüsse in vakuumbehandelten Stählen, eingesetzt bei der Herstellung von Drähten für Vorspannbeton und Zugseile**

Die Arbeit umfasst die auf Betriebsproben (Knüppel) durchgeführten Forschungen in Hinsicht auf Art, Form, Abmessung, Gehalt, chemische Zusammensetzung und Verteilung nichtmetallischer Einschlüsse in vakuumentgasten und desoxydierten, Al und Fe Si enthaltenden *B*(Beton) und *C*(Kabel) Stählen zur Verbesserung der Herstellungstechnik für diese Stahlqualitäten (Vakuumbehandlung, Giessen). Die Untersuchung ist folgenderweise durchgeführt worden : durch chemische Abtrennung der oxydischen Einschlüsse aus Stahl, durch chemische Spektralanalyse der Einschlüsse, durch chemische Röntgenbeugungsanalyse der Einschlussgefüge, maximale Punktwertungsbestimmung für jede Art von Einschlüssen und durch die Bestimmung der Bestandteilverteilung in den bedeutendsten Einschlüssen mit Hilfe der Elektronenmikrosonde.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 234–243

DK : 669.017 : 538.22

Ţenea, C. : **Der Einfluss der mechanischen Eigenschaften auf die magnetischen Merkmale des Eisens ohne Restmagnetisierung**

Es wird der Einfluss des Warmwalzens, der plastischen Kaltverformung und der Fertigglühung auf die magnetischen Eigenschaften der Bleche aus Eisen ohne Restmagnetisierungbehandelt. Die Untersuchungsergebnisse werden bei der Herstellung der Bleche aus Eisen ohne Restmagnetisierung und der Teile für die Elektroindustrie angewendet.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 244–246

DK : 539.374 : 669.046.554

Răducanu, Doina, Isac, Mihaela, Târcolea, M. und *Bănică, T.* : **Anwendung eines Untersuchungsprogrammes für die Bestimmung der Härte und Tiefe der entkohlten Schicht bei der plastischen Verformung des Federstahles 51 VCr 11 A**

Es wird eine Methode beschrieben für die Festlegung der Walzparameter, der Endwalztemperatur und der relativen Stichabnahme für die Erreichung minimaler Werte für die Härte und Tiefe der entkohlten Schicht bei der Verarbeitung des Stahles 51 V Cr 11 A.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 247–248

DK : 621.771.07

Dumitrescu, Tr. : **Neue Richtungen bei der Herstellung und Wiederinstandsetzung der Stützwalzen für Grobblech — und Bandwalzwerke**

In der Arbeit wird eine wirtschaftlich technische Analyse der Herstellung und Ausbeutung der Stützwalzen für Grobblech — und Bandwalzwerke gemacht. Schlussfolgernd wurde unterstrichen dass die Herstellung der Stützwalzen durch Schrumpfen eine wirtschaftliche Lösung darstellt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 249–251

DK : 621.746.015

Săbău, Teodora : **Untersuchungen über die Bildung von mechanischen Anhaftungen bei den gegossenen Teilen**

Es werden die Untersuchungsergebnisse angegeben im Zusammenhang mit der Bestimmung des Feuchtungswinkels zwischen Stahl und Giessformmaterial, durch die Methode des Aufsetztropfens. Der Körnungseinfluss der feuerfesten Stoffe auf den Feuchtungswinkel wurde studiert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 252–253

DK : 669.131.7 : 539.4/.5

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Patras, V. und *Haltrich, K.* : **Einfluss des metallischen Bariums auf das Gefüge und die Eigenschaften der Gusseisen mit Vermikulargraphit**

In der Arbeit werden die Untersuchungsergebnisse angegeben über den Einfluss des metallischen Bariums mit FeSi CaMgTiCe auf das Gefüge und den mechanischen Eigenschaften der Gusseisen mit Vermikulargraphit.

Wegen den festen intermetallischen Verbindungen die zwischen Magnesium und Barium entstehen, bildet sich ein optimales Verhältnis zwischen den beiden Elementen, die die Gewinnung der Graphitabscheidungen mit hoher Dichte garantieren.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 254–258

DK : 669.2/.8.018

Dulămiţă, T., Zamfir, Simona, Suciu, Valerica, Şaban, R., Suciu, M. V. und *Orosz, Gh.* : **Gefügetechnologische und Betriebseigenschaften einiger gegossener und plastisch verformter Legierungen Typ AlSiCuMgNi**

Für die Erweiterung des Bereiches der Legierungen, die den Arbeitsbeanspruchungen der Kolben für Brennkraftmaschinen entsprechen sollen, werden die Legierungen AlSi CuMgNi in gegossenem, verformtem und wärmebehandeltem Zustand studiert.

Es wurden sowohl das Gefüge als auch die physischen, mechanischen und technologischen Eigenschaften bestimmt für die Festlegung der optimalen Wärmebehandlungstechnik für die Erhaltung optimaler Betriebseigenschaften.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 259–266

DK : 621.785.019 : 620.169.1

Drugă, L., Francisc, Veronica und *Dediulescu, T.* : **Die Steigerung der Lebensdauer der Gewinderollen durch thermochemische Behandlung**

Es werden die chemische Zusammensetzung der Gewinderollenstähle, die Behandlung der Gewinderollen und die Verfahren zur Steigerung der Lebensdauerdieser dieser Teile analysiert.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 267–271

DK : 621.74 : 658.2

Cosneanu, C. und *Marcusohn, I.* : **Möglichkeiten zur Qualitätsverbesserung der Giessereiausrüstungen**

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 272–274

SOMMAIRE

CD : 662.741.3

Mazur, Margareta, Solduban, D., Forizs, Șt., Rusu, V., Marcu, T. et Kovacs, K. : **La qualité du demi-coke P. L. D., utilisé dans les formules complexes de cokéfaction**

On présente la qualité du demi-coke du point du vue de la composition pétrographique et de l'uniformité du degré de cuisson determiné à l'aide du microscope.

Ces nouveaux critères de qualité expliquent certaines particularités dans le comportement du demi-coke en tant que dégraissant dans la charge de cokéfaction.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 229–233

CD : 669.017 : 539.219.1

Păsărică, Victoria, Ionescu, Florentina et Dobrescu, Edith : **La nature, la teneur et la dispersion des inclusions non-métalliques dans les aciers traités en vide destinés à la fabrication du fil pour béton précomprimé et câbles tracteurs**

On présente les résultats des recherches effectuées sur des éprouvettes industrielles (de billettes) concernant les types, la forme, les dimensions, la teneur, la composition chimique et la répartition des inclusions non-métalliques dans les aciers B (béton) et C (câble) dégazés et désoxydés à Al et FeSi en vide en vue de perfectionner la technologie d'élaboration — traitement dans le vide — coulée de ces nuances d'acier. L'étude effectuée par la séparation chimique des inclusions d'oxydes de l'acier par l'analyse chimique spectrale et l'analyse structurale par des rayons X (par diffraction) des inclusions extraites, par des déterminations du pointage maximum effectuées sur diverses types d'inclusions STAS 5949-80 et de répartition des éléments constitutifs dans les types d'inclusions représentatives (à la microsonde électronique).

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 234–243

CD : 669.017 : 538.22

Țenea, C. : **L'étude de l'influence des caractéristiques mécaniques sur les propriétés magnétiques du fer sans rémanence**

On analyse les influences du laminage à chaud, de la déformation plastique à froid et du traitement thermique de récuit sur les propriétés magnétiques des tôles de fer sans rémanence magnétique. Les résultats des expériments sont utiles pour fabriquer des tôles de fer sans rémanence et pour produire des pièces pour l'industrie électronique et électrotechnique.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 244–246

CD : 539.374 : 669.046.564

Răducanu, Doina, Isac, Mihaela, Tircolea, M. et Bănică, T. : **L'utilisation de l'expériment programmé pour déterminer la dureté et l'épaisseur de la couche décarburée lors de la déformation plastique de l'acier à ressort 51VCr11A**

On présente une modalité d'établir les paramètres de laminage, la température de fin de laminage et la réduction rélative par passe en vue d'obtenir les valeurs minima de la dureté et de la dimension de la couche décarburée, pour l'acier 51VCr 11A, en utilisant une méthode pour programmer l'expériment.

Metalurgia 37 (1985), nr. 4, p. 247–248

CD : 621.771 : 07

Dumitrescu, Tr. : **Directions dans la production et le reconditionnement des cylindres de support pour les laminoirs à tôles fortes et les laminoirs à bandes**

L'article présente une analyse économique et technique de la production et de l'utilisation des cylindres de support pour les laminoirs à tôles fortes et pour les laminoirs à bandes minces.

Les données obtenues permettent de tirer la conclusion que la production de ces cylindres par frettage est une solution adéquate.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 249–251

CD : 621.746./15

Săbău, Teodora : **Recherches concernant la formation des adhérences mécaniques aux pièces coulées**

On présente des données experimentales concernant l'angle d'humectage entre l'acier et le matériel de la forme de moulage, obtenu par l'emploi de la méthode de la „goutte assise".

L'auteur présente aussi l'influence de la granulation des différents matériels réfractaires sur l'angle d'humectage.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 252–253

CD : 669.131.7 : 539.4/.5

Dinescu, L., Crăciunescu, C., Patras, V. et *Haltrich, K.* : **L'influence du barium métallique sur la structure et sur les propriétés des fontes à graphite vermiculaire**

Les auteurs présentent les résultats expérimentaux concernant l'influence du baryum métallique mélangé avec FeSiCaMgTiCe sur la structure et les caractéristiques mécaniques des fontes à graphite vermiculaire. Les composés intermétalliques stables formés entre le magnésium et le baryum déterminent un rapport optimum entre les deux éléments, rapport qui garantit l'obtention de séparations de graphite à compactité élevée.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 254–258

CD : 669.2/.8.018

Dulămiță, T., Zamfir, Simona, Suciu, V., Șaban, R., Suciu, M. V. et Orosz, Gh : **Caractéristiques structurales, technologiques et d'exploitation de certains alliages du type AlSiCuMgNi, coulés et soumis à la déformation plastique**

En vue d'élargir la gamme d'alliages qui doivent correspondre aux sollicitations en service des pistons des moteurs à combustion interne, les auteurs présentent les caractéristiques de certains alliages coulés de type AlSiCuMgNi soumis à la déformation plastique et au traitement thermique.

Les auteurs déterminent les caractéristiques structurales, physiques, mécaniques et technologiques des alliages analysés en vue d'établir la technologie optimale de traitement thermique pour réaliser les caractéristiques d'exploitation imposées.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 259–266

CD : 621.785.019 : 629.169.1

Drugă, L., Francisc, Veronica et Dediulescu, T. : **L'augmentation de la durabilité des segments pour rouler filets par l'application de certains traitements thermochimiques**

On présente la composition des aciers utilisés pour fabriquer des segments pour rouler filets, leurs traitements thermiques et thermochimiques, les procédés d'augmentation de leur durabilité en exploitation.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 267–271

CD : 621.74 : 658.2

Cosneanu, C. et Marcusohn, I. : **Possibilités d'améliorer la qualité des outillages de coulée**

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 272–274

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 662.741.3

Мазур, Маргарета, Фориш, Ш., Марку, Т., Солдубан, Д., Русу, В. и *Ковачь, К.:* **Качество полукокса PLD использованного в комплексных сетях коксования**

В работе представлено качество полукокса под новым видом, а именно петрографический состав и равность степени обжига, определенной на микроскопе.

Эти новые критерии качества объясняют некоторые особенности в поведении полукокса как обезжиривателя в коксующей плавки.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 229–233

ДК : 669.017 : 539.219.1

Пэсэрикэ, Виктория, Ионеску, Флорентина и *Добреску, Эдит:* **Природа, содержание и распределение неметаллических включений в вакуумированных сталях, предназначенных изготовлению проволоки для предварительно напряженного бетона и тяговых канатов**

Работа охватывает результаты исследований на промышленных образцах (из сутунок) типа, формы, размеров, содержаний, химического состава и распределения неметаллических включений в сталях Б (бетон) и К(канат), дегазированных и раскисленных Al и FeSi в вакууме на Металлургическом комбинате Кымпия Турзий, для совершенствования технологии выплавки-вакуумирования-разливки этих марок стали. Изучение проводилось химическим выделением оксидных включений, из стали, спектральным химическим и ренгеноструктурным анализом (диффракцией) извлеченных включений, определением максимального балла на типах включений по СТАС 5949-80 и распределений составляющих элементов в типах характерных включений (электронным микрозондом).

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 234–243

ДК 669.017 : 538.22

Ценеа, К.: **Изучение влияния механических характеристик на магнитные свойства железа без остаточного магнетизма**

Изучаются влияния горячей прокатки, пластической **холодной деформации** и отжиговой термообработки **на магнитные** свойства железных листов без **остаточной** магнитной индукции. Результаты опытов пригодны при производстве железных листов без остаточного магнетизма и при изготовлении частей для электронной и элетротехнической промышленностей.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 244–246

ДК 539.374 : 669.046.564

Рэдукану, Дойна, Исак, Михаэла, Тырколя, М. и *Вэникэ, Т.:* **Применение программированного эксперимента с целью определения твёрдости и величины обезуглероженного слоя при пластической деформации пружинноой стали 51VCrHA**

В работе представлены способ установления параметров прокатки, температура конца прокатки и относительное снижение на проход, с целью достижения минимальных величин твёрдости и толщины обезуглероженного слоя стали 51VCrHA, применяя метод программирования эксперимента.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 247–248

ДК : 621.771.07

Думитреску, Тр.: **Направления в производстве и восстановлении опорных валков для толстолистовых и полосовых станов**

Статья проводит экономический анализ производства и применения опорных валков для толстолистовых и тонкополосовых станов. Производство этих валков насаживанием в горячем состоянии составляет приемлемое решение.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 249–251

ДК : 621.746.015

Сабэу, Теодора: **Исследования относительно образования механических прилипаний на отливках**

Работа охватывает экспериментальные данные относительно угла увлажнения между сталью и материалом литейной формы, полученные применением „метода сидячей дислокации". Представлено влияние зернистости различных огнеупорных материалов на угол увлажнения.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 252–253

ДК : 669.131.7 : 539.4/.5

Динеску, Л., Крэчюнеску, К., Патрас, В. и *Халтрих, К.:* **Влияние металлического бария на структуру и свойства чугунов с вермикулярным графитом**

В работе представлены экспериментальные результаты по влиянию металлического бария в смеси с FeSiCaMgTiCe на структуру и механические характеристики чугунов с вермикулярным графитом. Благодаря устойчивым интерметаллическим соединений, образующихся между магнием и барием, существует оптимальное отношение между этими двумя элементами, гарантируемые получение отделений графита с повышенным уплотнением.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 254–258

ДК : 669.2/.8.018

Дуламицэ, Т., Замфир, Симона, Сучю, Валерика, Шабан, Р., Сучю, М. В. и *Ороз, Г.:* **Структурные, технологические и эксплуатационные характеристики отлитых и пластически деформированных сплавов титана AlSiCuMgNi**

Для расширения диапазона сплавов, которые соответствовали бы служебным нагрузкам подвергнутых поршней двигателей внутреннего горения, авторы представляют характеристику сплавов типа AlSiCuMgNi в отлитом пластически деформированном и термообработанном состоянии. Определены структурные, физические, механические и технологические характеристики анализированных сплавов с целью определения оптимальной технологии термической обработки для реализования требуемого комплекса рабочих характеристик.

Metalurgia 37(1985), nr. 5, p. 259–266

ДК : 621.785.019 :620.169.1

Другэ, М., Франчиск, Вероника и *Дедиулеску, Т.:* **Рост долговечности сегментов накатывания резьбы применением термохимических обработок**

Представлен состав сталей, применяемых при производстве сегментов накатывания резьбы, термические и термохимические обработки этих сталей, а также и способы повышения их долговечности в эксплуатации.

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 267–271

ДК : 621.74 :658.2

Коснеану, К. и *Маркусон, И.:* **Возможности улучшения качества литейного оборудования**

Metalurgia 37 (1985), nr. 5, p. 272–274

METALURGIA 5

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Ing. Margareta Mazur, ing. Şt. Forizs, tehn. T. Marcu
C.C.P. — Hunedoara
ing. K. Kovacs
C.S.—Hunedoara
ing. D. Solduban şi sing. V. Rusu
C.S. „Victoria" — Călan

Calitatea semicocsului P.L.D. utilizat în reţetele complexe de cocsificare

CZ: 662.741.3

Cocsificarea huilelor tinere din Valea Jiului s-a conceput iniţial în ideea degresării lor cu semicocs obţinut din huile energetice P. L. D., în proporţie de 15—18%.

Creşterea cerinţelor faţă de calitatea cocsului, intrarea în funcţiune de noi capacităţi de cocsificare au impus reducerea proporţiei de huilă Lupeni cu o compoziţie petrografică vitrică şi înlocuirea acesteia cu huile import cu structură eterogenă, ceea ce a determinat reducerea participării semicocsului în şarja complexă de cocsificare tip 1 la 8 ± 1%, iar la şarja tip 2, la 5 ± 1%.

Cercetările efectuate în perioada pornirii U. C. C. Hunedoara au arătat că procentul optim de materii volatile trebuie să fie de 12—14%, valoare la care semicocsul este încă un degresant activ.

Totodată, s-a constatat că semicocsul trebuie să aibă o uniformitate ridicată de materii volatile atît pe fracţii granulometrice, cît şi pe fracţii densimetrice.

În perioada 1955—1958 s-a utilizat semicocs obţinut în cuptoare tip Ab der Holden.

Neuniformitatea randamentului de materii volatile pe fracţii granulometrice a fost una din cauzele principale ale variaţiei calităţii cocsului.

Separarea semicocsului după densitatea fracţiilor granulometrice caracteristice, redată în figura 1, a reprezentat singura metodă, în perioada respectivă, de a dovedi neuniformitatea tehnologică a calităţii semicocsului obţinut în aceste cuptoare şi a determinat trecerea la fabricarea semicocsului prin procedeul de fluidizare de concepţie autohtonă.

Semicocsul obţinut prin fluidizare, la început a satisfăcut speranţele şi cerinţele de uniformitate mai mare a randamentului de materii volatile pe fracţii granulometrice. Într-adevăr, în cazul unui proces tehnologic corect de exploatare minieră, spălare, pregătire granulometrică şi regim termic uniform de fluidizare se obţine un semicocs de natură, compoziţie petrografică, compoziţie granulometrică şi grad de coacere uniform din cărbuni energetici P. L. D., care nu ridică probleme la utilizarea acestuia ca degresant.

Creşterea cerinţelor faţă de calitatea fizico-mecanică şi fizico-chimică a cocsului metalurgic, pe măsura creşterii volumului util al furnalelor la 1000 m³ şi peste, a dus la creşterea exigenţei faţă de calitatea materiei prime în ansamblu şi în special faţă de calitatea semicocsului.

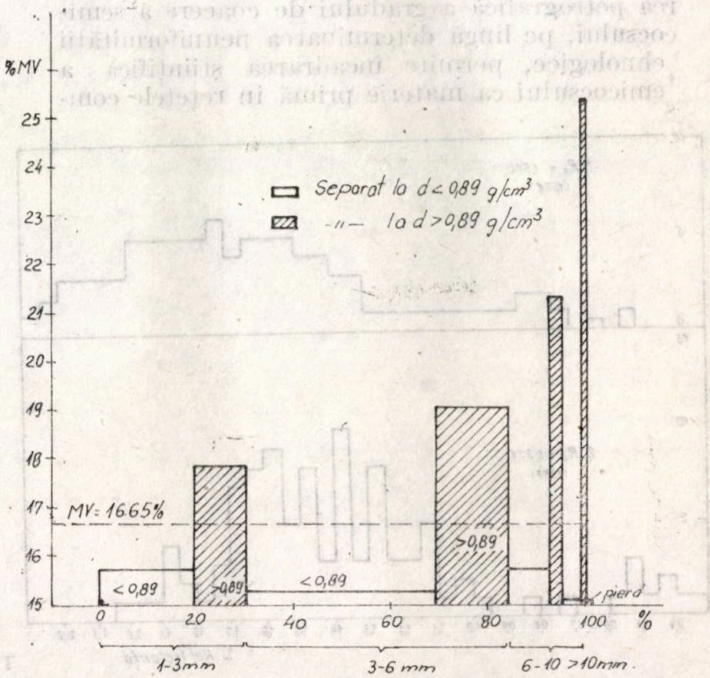


Fig. 1. Separarea densimetrică a semicocsului tip 2

Semicocsul obținut în prezent este un puternic degresant artificial care a pierdut din activitatea sa chimică, încadrîndu-se în domeniul huilelor tip 38, după clasificarea poloneză și cod 300 după I. S. O.

Creșterea importanței calității semicocsului a readus în actualitate analiza uniformității acestuia pe fracții granulometrice.

În prezent, această analiză s-a efectuat prin aplicarea analizei carbopetrografice. Cu ajutorul acestei metode s-a constatat că semicocsul de fluidizare obținut în condițiile actuale este un material destul de eterogen și că neuniformitatea sa influențează comportarea la cocsificare.

Aplicarea metodelor petrografice la analiza semicocsului [1] are două aspecte distincte:

— analiza petrografică cantitativă, deoarece caracterul microscopic al microlitotipilor, cu excepția exinitului, se păstrează în procesul de cocsificare pînă la 600—650°C;

— analiza petrografică a gradului de coacere s-a dovedit un mijloc sigur pentru determinarea uniformității tehnologice a semicocsului.

Din punct de vedere cantitativ, semicocsul conține 85—88% vitrit, 0,5—0,8% inertinit, adică 86—88% masă organică și 12—14% substanțe minerale, din care 8—10% reprezintă minerale argiloase, iar 2,5—3%, pirită.

Semicocsul din huilele din Valea-Jiului, după cum se vede, păstrează caracterul vitritic caracteristic întregului zăcămînt, de aceea o asemenea analiză în prezent este necesară numai dacă semicocsul se produce din alți cărbuni neuniformi petrografic.

Din punct de vedere tehnologic, determinarea petrografică a gradului de coacere a semicocsului, pe lîngă determinarea neuniformității tehnologice, permite încadrarea științifică a semicocsului ca materie primă în rețetele complexe de cocsificare și posibilitatea utilizării în calculele de prognoză a calității cocsului.

Semicocsul de fluidizare, produs din huilele energetice P. L. D., nu prezintă proprietăți de aglutinare-cocsificare, nu are strat plastic propriu și în rețetele complexe de cocsificare consumă faza plastică a huilelor ameliorante, fiind un degresant puternic.

Caracterul carbonic și afinitatea sa chimică față de huile determină faptul că acesta este totuși un degresant mai bun decît un degresant absolut inert, ca de exemplu praful de furnal sau diferite minereuri.

Caracterul de degresant al semicocsului P.L.D., adică predominarea totală a componenților inerți, se menține chiar dacă histograma de reflectanță a semicocsului, redată în figura 2, indică la diferite trepte ale vitrinitului și prezența unor componenți care ar trebui să fie „activi". Acest fapt se datorește răminerii unei părți în fază nedegazată la nivel de treaptă de vitrinit de 0,3—0,6%, care în procesul de cocsificare este inertă și joacă rol de degresant.

Din punct de vedere al gradului de coacere sau al nivelului de degazare se pot deosebi următoarele trepte:

— cărbune crud, care reprezintă granule individuale sau zona centrală a granulelor mai mari;

— cărbune degazat sub 500°C, adică fază normală de semicocs;

— semicocs format la 500—550 °C, considerată temperatura optimă pentru formarea semicocsului, folosit drept component degresant în șarjele complexe;

— semicocs degazat peste 550 °C, datorită temperaturii.

O astfel de clasificare se prezintă în tabelul 1, din care rezultă că semicocsul degazat la temperaturi de peste 550°C prezintă o pondere redusă de participare și de aceea în analizele ulterioare s-a inclus semicocsul degazat peste 500 °C.

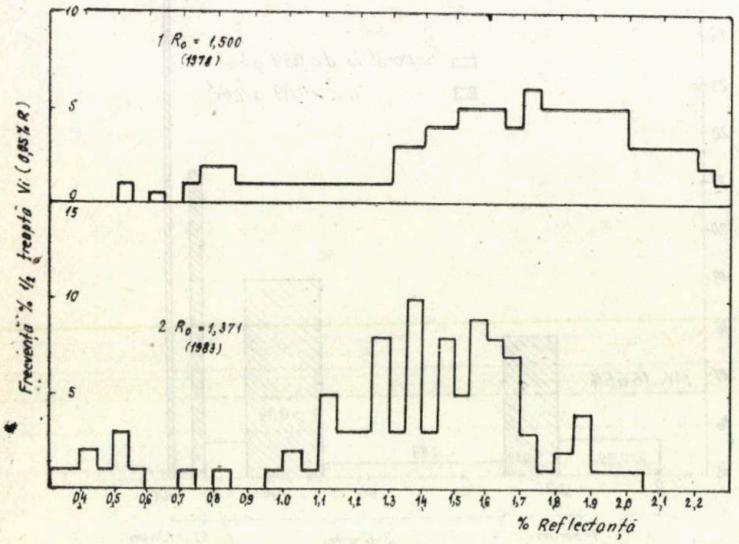


Fig. 2. Evoluția vitrinitului la semicocs P. L. D.

Tabelul 1

Compoziția petrografică cantitativă și gradul de degazare a semicocsului (P. L. D.)

Constituenți	Semicocs, % vol.		
	1	2	3
Cărbune crud	2,4	3,8	2,7
Cărbune de degazat sub 500°C	22,0	29,5	27,8
Semicocs la cca 500°C	57,3	55,4	56,2
Semicocs peste 500°C	4,5	1,0	2,7
Substanță organică	86,2	89,7	89,4
Minerale argiloase	10,5	7,4	7,6
Pirită	3,3	2,9	3,0
Substanță minerală	13,8	10,3	10,6
Total	100,0	100,0	100,0

Tabelul 2

Evoluția gradului de degresare a semicocsului

Constituenți	Semicocs, % vol.		
	1980	1981	1982
Cărbune crud	2,8	6,5	5,5
Material cu început de degazare	8,5	5,0	15,5
Degazat la 400—500°C	11,7	19,8	16,5
Degazat peste 500°C	77,0	69,5	60,5
Total	100,0	100,0	100,0

Pentru o interpretare tehnologică mai bună, în tabelul 2, materialul degazat sub 500 °C a fost împărțit în două clase și anume materiale cu început de degazare și degazate între 400 și 500 °C.

În tabelul 1 este redată, pe lîngă cantitățile de material pe trepte de vitrinit, și compoziția petrografică cantitativă sub formă de substanță organică și minerală.

Cantitatea și compoziția substanței minerale depind numai de nivelul de spălare a concentratului respectiv de huile brute P. L. D.

În tabelul 2 se redă evoluția gradului de degazare numai a substanței organice, deoarece aceasta depinde de procesul tehnologic de fluidizare.

Analiza histogramelor semicocsului, prezentată în figura 2, și a variației gradului de degazare din tabelele 1 și 2, arată că în ultimii ani a crescut neuniformitatea semicocsului atît din punct de vedere al gradului de degazare, cît și al conținutului de substanțe minerale, respectiv de cenușă.

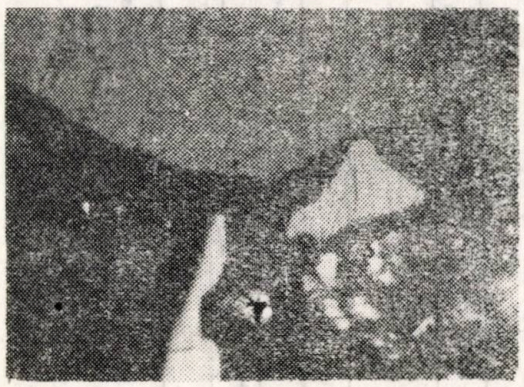


Fig. 3. Particule de cărbuni nedegazați (imersie, × 100)

Înrăutățirea constatată prin creșterea pe de o parte a cărbunelui crud de la 3 la 6 % și scăderea semicocsului degazat normal de la nivelul de 77 % la nivelul de 60 %, adică neuniformitatea histogramei de reflectanță a semicocsului, se prezintă în figura 2.

Microfotografiile, prezentate în figura 3 pentru cărbune nedegazat, în figura 4 pentru semicocs cu început de degazare, în figura 5 pentru semicocs degazat între 400 și 500 °C, în figura 6 pentru semicocs degazat normal peste 500 °C, confirmă neuniformitatea gradului de coacere a substanței organice a cărbunelui.

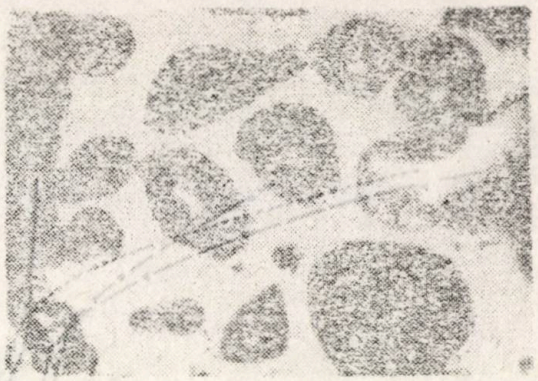


Fig. 4. Semicocs cu început de degazare (imersie, ×100)

Fig. 5. Semicocs degazat între 400 și 500° C (imersie ×100

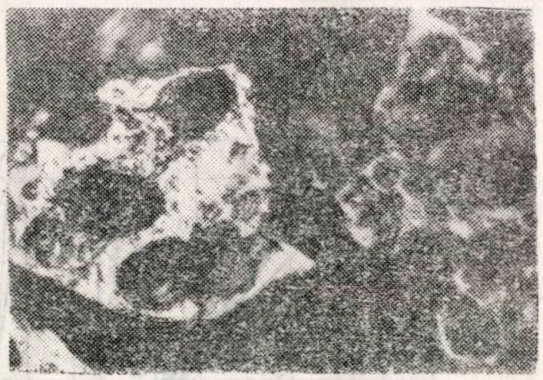


Fig. 6. Semicocs degazat normal peste 500°C (imersie, ×100)

Neuniformitatea gradului de coacere a semicocsului, completată de neuniformitatea conținutului de cenușă, respectiv de cantitatea și compoziția părții minerale, determină comportarea neuniformă a semicocsului pe diferite fracții granulometrice.

Cercetările speciale efectuate în acest sens au arătat neuniformitatea caracteristicilor tehnice atît pe fracții granulometrice cumulate, fracția 0—0,3 mm, fracția 0,3—0,5 mm, fracția 1—3 mm și fracția + 5 mm, redate în figura

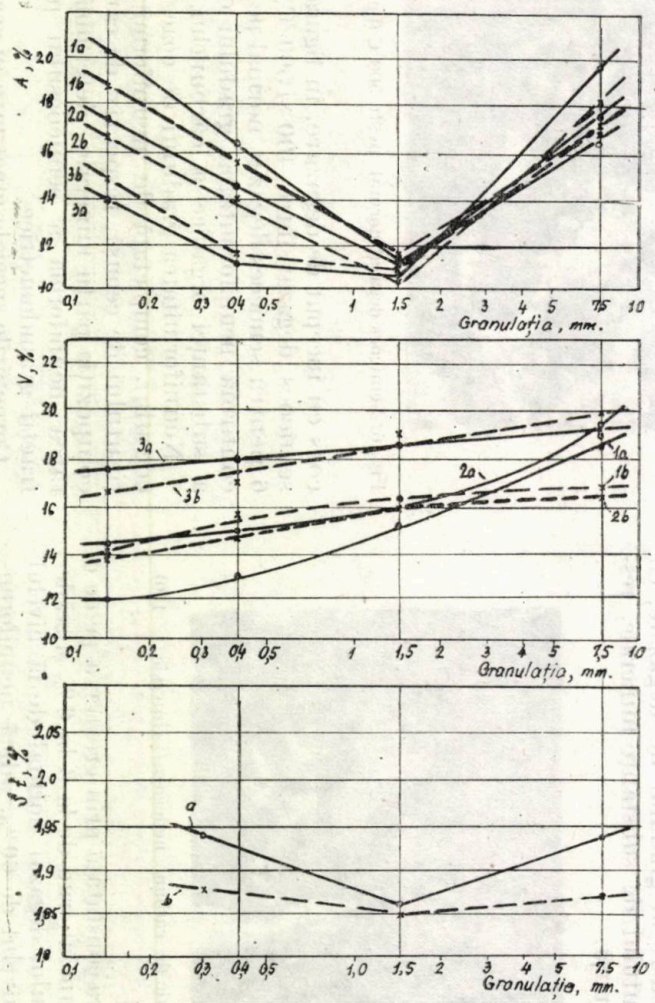


Fig. 7. Variația caracteristicilor tehnice (A, V, St) pe clase granulometrice la semicocs

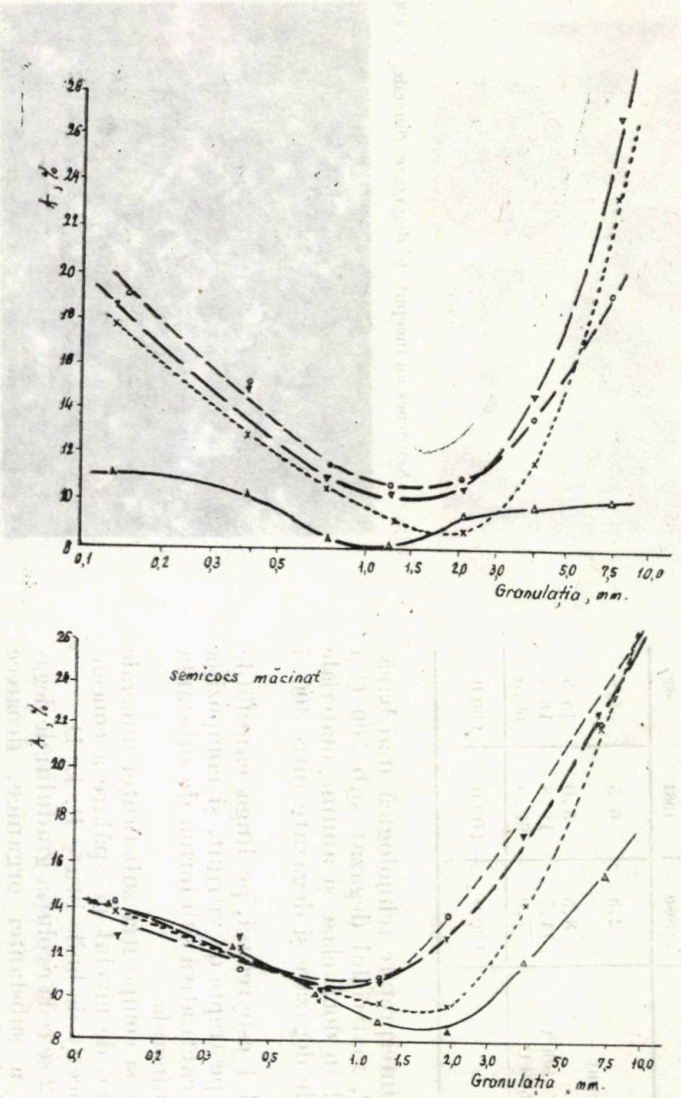


Fig. 8. Variația conținutului de cenușă pe fracțiuni granulometrice

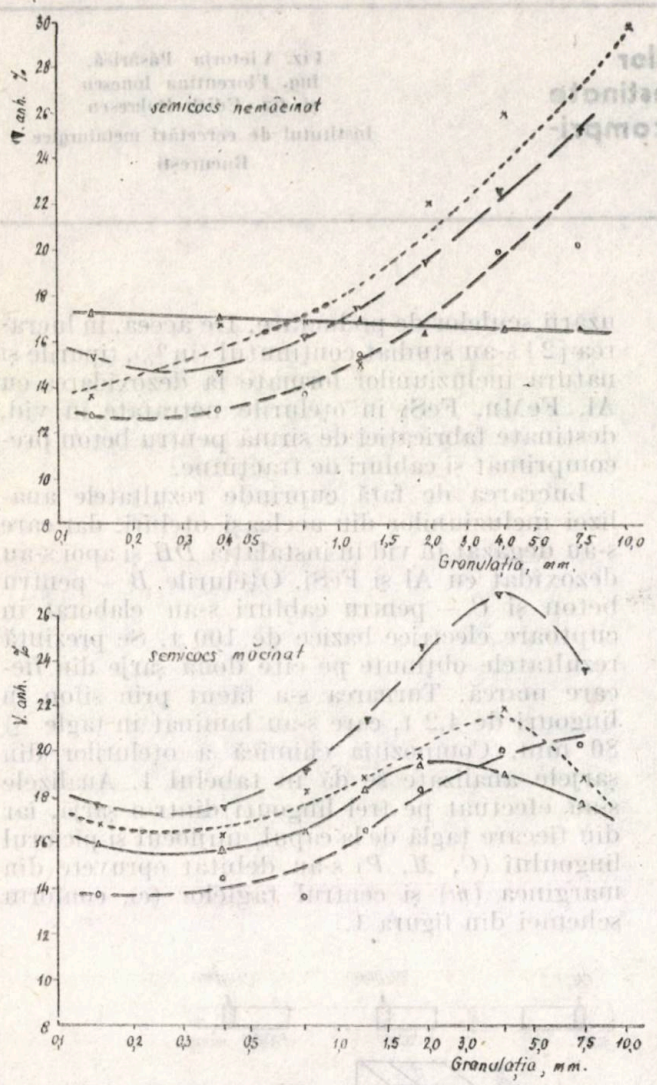


Fig. 9. Variația conținutului de MV pe fracțiuni granulometrice

7, cît și pe fracții granulometrice individuale, redate în figura 8 pentru conținutul de cenușă și în figura 9 pentru conținutul de materii volatile.

Din figurile 7, 8 și 9 se constată că variația caracteristicilor tehnice este identică atît la fracții cumulate, cît și pe toată gama granulometrică.

Variația valorilor prezentate se caracterizează prin următoarele :

— cenușa, în cazul semicocsului se concentrează în fracțiile mărunte pînă la 0,3 mm și în fracțiile de granulație + 5 mm. Fracțiile intermediare 1—3 mm au conținutul cel mai redus și uniform de cenușă ;

— concentrarea de cenușă în fracțiile granulometrice extreme este așa de mare încît reprezintă o creștere de la simplu la dublu față de nivelul minim al fracției intermediare 1—3 mm.

Astfel, dacă la fracția 1—3 mm, conținutul mediu de cenușă s-a situat în domeniul 10—12%, la fracția măruntă 0—0,3 mm concentrația de cenușă a atins valori de 14—22%, iar la fracția + 5 mm, 16—20% ;

— repartizarea specitică a cenușii pe fracțiile granulometrice ale semicocsului atît la semicocsul brut, cît și la cel măcinat se datorește, pe de o parte, repartizării fin diseminate a substanțelor minerale argiloase și piritei în masa organică a huilelor energetice P. L. D., iar pe de altă parte, concentrării sterilului grob în fracțiile mari și gradului mai scăzut de degazare a acestor fracții ;

— randamentul de materii volatile crește în fracțiile mari, după măcinare aceste diferențe micșorîndu-se datorită omogenizării ;

— variația conținutului de sulf (fig. 7) urmărește sensul de variație a conținutului de cenușă, numai ca orientare, însă oscilația valorilor este mică (chiar la limita erorilor de determinare).

Concluzii

Neuniformitatea petrografică cantitativă și a gradului de coacere, exprimată și prin neuniformitatea proprietăților chimice ca randamentul de materii volatile și conținutul de cenușă, duce la următoarele concluzii :

— Concentrarea conținutului de cenușă în fracțiile mari ; ca urmare a conținutului ridicat de steril neseparat la spălare, prezintă pericolul formării centrelor de fisuri în microstructura cocsului. Acest pericol constă în densitate mai mare și proprietăți termice diferite ale sterilului față de substanța organică de bază vitrizată.

— Prezența semicocsului nedegazat în suficientă măsură (cu randament ridicat de materii volatile) în fracțiile granulometrice mari, cu o mică atenuare la măcinare, indică necesitatea micșorării ecartului granulometric al cărbunelui inițial înainte de a fi supus cocsificării.

— Respectarea condițiilor de spălare a cărbunilor stabilite în STAS și măcinarea corectă a acestora înainte de introducerea în cuptorul de semicocsificare asigură buna calitate a semicocsului, corespunzătoare rețetelor și tehnologiei de cocsificare de la U.C.C.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mazur, M., Forizs, Șt. și colectiv. *Utilizarea analizei petrografice la alcătuirea rețetelor complexe de cocsificare.* În : Metalurgia, R. S. R., 34, nr. 6, 1982, p. 289.

[2] Forizs, Ș t., Mazur, M. și colectiv. *Caracteristici de măcinare a huilelor și semicocsului.* În : Metalurgia 36, R.S.R., nr. 1, 1984, p. 7.

Natura, conținutul și dispersia incluziunilor nemetalice în oțelurile tratate în vid, destinate fabricației de sîrmă pentru beton precomprimat și cabluri de tracțiune

Fiz. Victoria Păsărică,
ing. Florentina Ionescu
și fiz. Edith Dobrescu
Institutul de cercetări metalurgice
București

CZ: 669.017:539.219.1

S-a constatat că prezența în oțeluri a unor formațiuni incluzionare cristaline de tipul $CaO \cdot 6Al_2O_3$ sau a mulitului ($3Al_2O_3.2SiO_2$) și în mod deosebit a corindonului ($\alpha - Al_2O_3$) conduce la o uzare prematură a sculelor de prelucrare și trefilare, precum și la proprietăți mecanice slabe ale oțelurilor [1]. De asemenea, se știe că în procesul de laminare, domeniul de compatibilitate între deformabilitatea incluziunii și cea a matricei este foarte îngust, datorită pantei mari a curbei ce dă viscozitatea incluziunii în funcție de temperatură, comparativ cu viscozitatea „aparentă" a oțelului. Printr-un regim de dezoxidare adecvat, se pot obține incluziuni nemetalice în stare sticloasă (vitroasă), care prezintă o duritate scăzută și un grad mare de deformabilitate în cursul laminării. Incluziunile sticloase au o viscozitate ridicată și o temperatură lichidus joasă și deci au o mare tendință de a rămîne în stare de lichid supraîncălzit (lichid în care germinează cristalele de oxizi, în funcție de temperatură și de prezența unor germeni de tip TiO_2 sau Cr_2O_3). S-a constatat că un oțel ce conține incluziuni sticloase produce o uzare minimă a sculei, în vreme ce pentru oțelul ce conține $CaO.6Al_2O_3$, AlN și/sau Al_2O_3 sau mulit uzura este proporțională cu duritatea incluziunilor și deci cu conținutul de Al_2O_3 din compoziția acestora [1]. Morfologia și deformabilitatea incluziunilor pot fi dirijate prin operațiile de dezoxidare, iar evoluția termică ulterioară a produșilor de dezoxidare permite prevederea stării cristaline a incluziunilor (deci a deformabilității lor în cursul laminării), avînd în vedere temperatura de introducere în cuptor, timpul și temperatura de menținere în cuptorul de reîncălzire și condițiile de laminare.

În lucrarea [2], pe diagramele ternare $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ și $Mn-Al_2O_3-SiO_2$ se delimitează domeniile ce pot să ghideze alegerea compoziției incluziunilor, astfel încît acestea să fie mai deformabile decît oțelul și nu susceptibile de a recristaliza (referindu-se în mod deosebit la silicați), subliniindu-se că timpii de menținere la o temperatură dată au o mare influență asupra vitezei de formare a cristalelor în incluziunile aflate inițial în stare sticloasă.

Rezultă deci că conținutul și caracteristicile incluziunilor și efectul temperaturii asupra durității și deformabilității lor au o mare importanță asupra calității produsului finit și asupra uzării sculelor de prelucrare. De aceea, în lucrarea [2] s-au studiat conținutul (în %), tipurile și natura incluziunilor formate la dezoxidarea cu Al, FeMn, FeSi în oțelurile netratate în vid, destinate fabricației de sîrmă pentru beton precomprimat și cabluri de tracțiune.

Lucrarea de față cuprinde rezultatele analizei incluziunilor din aceleași oțeluri, dar care s-au degazat în vid în instalația *DH* și apoi s-au dezoxidat cu Al și FeSi. Oțelurile *B* — pentru beton și *C* — pentru cabluri s-au elaborat în cuptoare electrice bazice de 100 t. Se prezintă rezultatele obținute pe cîte două șarje din fiecare marcă. Turnarea s-a făcut prin sifon în lingouri de 4,2 t, care s-au laminat în țagle □ 80 mm. Compoziția chimică a oțelurilor din șarjele analizate se dă în tabelul 1. Analizele s-au efectuat pe trei lingouri dintr-o șarjă, iar din fiecare țaglă de la capul, mijlocul și piciorul lingoului (*C*, *M*, *P*) s-au debitat epruvete din marginea (*m*) și centrul țaglelor (*c*), conform schemei din figura 1.

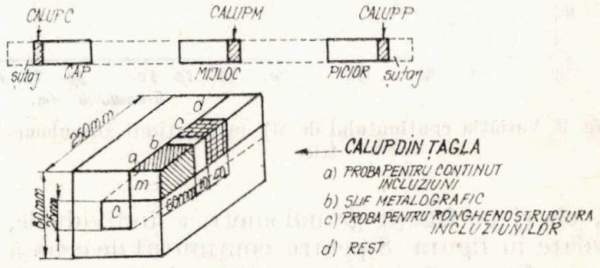


Fig. 1. Modul de prelevare a probelor pentru analiza incluziunilor nemetalice

Rezultatele s-au obținut prin mai multe metode de cercetare, aceleași ca în lucrările [2], [3], și anume:

— determinarea conținutului total de incluziuni nemetalice oxidice (*INO*) prin separarea lor din oțel pe cale chimică (dizolvarea în amestec 2 :1 de acid azotic 10 % și acid citric 10 %);

— analiza chimică spectrală a (*INO*) extrase cu metoda etaloanelor;

— analiza tipurilor și naturii incluziunilor nemetalice pe probele de oțel „in situ" la microscopul optic după STAS 5949—80 și la microsonda electronică;

— identificarea componenților mineralogici cristalini din (*INO*) extrase din oțel, prin difracție de raze X.

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelurilor din șarje cercetate

Nr. șarjă	Marca oțelului	Nr. cuptorului de elaborare	Compoziția chimică a oțelului, %											
			C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	W	Al	As
1	B 80	CE1	0,80	0,58	0,24	0,025	0,028	0,11	0,09	0,13	0,03	0,01	0,014	—
2	B 75	CE2	0,75	0,60	0,26	0,020	0,020	0,08	0,07	0,20	0,02	0,02	0,020	—
3	C 50	CE2	0,48	0,54	0,22	0,020	0,017	0,13	0,08	0,11	0,02	0,02	0,009	0,003
4	C 55	CE1	0,56	0,43	0,24	0,017	0,022	0,10	0,08	0,12	0,02	0,01	0,011	—

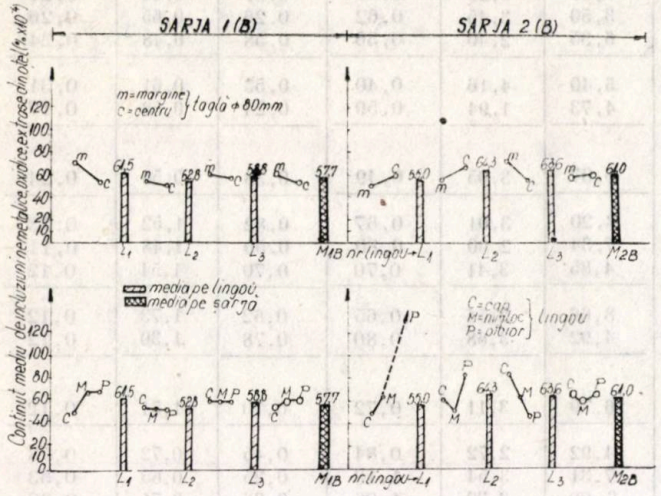


Fig. 2. Repartiția conținutului de incluziuni nemetalice oxidice în oțelul (*B*) tratat în vid

I. *Oțelul (B) — tratat în vid, destinat sîrmei pentru beton precomprimat*

S-au analizat șarjele *1* și *2* de oțel B75 și B80, elaborate în cuptoarele CE1 și respectiv CE2 de 100 t.

Conținutul mediu de (INO) pe șarjă este de:

— 0,0057% în șarja *1* (pe probe : de la 0,0044 la 0,0067%);

— 0,0061% în șarja *2* (pe probe : de la 0,0037 la 0,0099%), cu variații foarte mari mai ales la șarja *2* (a se observa valorile din tabelul 2).

Repartiția (INO) de la cap spre piciorul lingoului este relativ uniformă în șarja *1* (excepție face lingoul *1* cu valori ceva mai mari în jumătatea inferioară), dar foarte neuniformă în șarja *2*, datorită unor cantități mari de incluziuni în probele de la piciorul lingoului (fig. 2). În secțiunea transversală, conținutul mediu de (*INO*) — ca media a trei probe (*m*) sau (*c*) dintr-un lingou — este relativ mare în probele din marginea țaglelor din șarja *1* (eliminînd probele *Cc* din L*2* și L*3* — tab. 2), dar mult mai mare în centrul țaglelor

Tabelul 2

Conținutul de incluziuni nemetalice oxidice extrase din oțel pe cale chimică

Nr. lingoului	Poziția probei în lingou și țaglă	Conținutul de incluziuni nemetalice oxidice extrase din oțel (% x10⁻³)			
		Șarja *1–B*	Șarja *2–B*	Șarja *3–C*	Șarja *4–C*
Lingou *1*	*C—m*	5,5	3,7	9,0	3,8
	C—c	4,4	5,9	4,1	6,0
	M—m	6,7	6,5	9,0	4,7
	M—c	6,7	5,9	4,9	8,0
	P—m	8,8	15,3*	8,8	3,9
	P—c	4,8	12,6*	4,6	6,7
	media pe L*1*	6,15	5,50	6,73	5,51
Lingou *2*	*C—m*	5,5	6,0	7,4	4,0
	C—c	45,5*	lipsă probă	5,3	4,8
	M—m	4,9	5,0	7,6	4,0
	M—c	5,5	5,1	4,4	5,6
	P—m	5,7	12,5*	8,1	3,3
	P—c	4,6	8,2	4,7	5,0
	media pe L*2*	5,28	6,43	6,25	4,45
Lingou *3*	*C—m*	5,9	9,9	7,4	5,2
	C—c	80,6*	6,8	4,3	4,9
	M—m	5,8	6,6	7,0	4,6
	M—c	6,0	5,9	4,5	6,9
	P—m	6,4	5,0	9,8	5,7
	P—c	5,3	4,0	4,4	6,0
	media pe L*3*	5,88	6,36	6,23	5,55
Media pe șarjă		5,77	6,10	6,40	5,17
Media cap lingouri		5,45	6,39	6,25	4,74
Media mijloc lingouri		5,93	5,83	6,23	5,63
Media picior lingouri		5,93	5,35	6,73	5,10
Media margine țaglă		6,13	5,92	8,23	4,35
Media centru țaglă		5,33	6,02	4,57	5,99

* Valori ce n-au intrat în calculul mediilor (reziduurile corespunzătoare nu au intrat în alcătuirea probelor medii pentru analiza chimică din tabelul 3).

Tabelul 3

Compoziţia chimică a incluziunilor nemetalice oxidice extrase din oţelurile *B* şi *C*, tratate în vid

Nr. şarjei şi marca oţelului	Proba (medie) de incluziuni analizată *)	Compoziţia chimică a incluziunilor oxidice, % (valori medii)							
		SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	MgO	CaO	MnO	TiO_2	Cr_2O_3
Şarja *1* / B 80	1—*C*	31,15	52,60	8,31	3,86	1,79	0,15	1,07	0,18
	1—*M*	32,00	56,05	6,55	2,17	1,74	0,12	0,94	0,18
	1—*P*	29,90	60,25	3,78	2,45	1,92	0,11	0,85	0,21
	1—*m*	33,06	53,40	7,90	2,31	1,57	0,11	0,93	0,26
	1—*c*	28,97	59,20	4,52	2,33	2,06	0,14	0,97	0,12
	media pe şarja *1*—*B*	31,01	56,30	6,21	2,82	1,81	0,13	0,95	0,19
Şarja *2* / B 75	2—*C*	31,00	58,85	5,35	3,29	0,50	0,31	0,65	0,21
	2—*M*	33,80	57,55	3,50	3,45	0,62	0,26	0,65	0,26
	2—*P*	30,40	59,00	6,35	2,40	0,36	0,58	0,48	0,24
	2—*m*	29,66	59,16	5,40	4,16	0,40	0,53	0,61	0,31
	2—*c*	33,80	57,76	4,73	1,94	0,59	0,24	0,58	0,17
	media pe şarja *2*—*B*	31,73	58,47	5,07	3,05	0,49	0,38	0,59	0,24
Şarja *3* / C 50	3—*C*	30,72	54,75	8,20	3,01	0,67	0,82	1,52	0,13
	3—*M*	30,32	56,40	7,34	2,90	0,80	0,59	1,48	0,11
	3—*P*	31,00	57,60	4,85	3,41	0,70	0,70	1,54	0,12
	3—*m*	29,03	56,46	8,66	2,54	0,65	0,62	1,73	0,12
	3—*c*	32,33	56,03	4,92	3,68	0,80	0,78	1,30	0,12
	media pe şarja *3*—*C*	30,68	56,25	6,79	3,11	0,72	0,70	1,51	0,12
Şarja *4* / C 55	4—*C*	29,25	60,85	4,92	2,72	0,84	0,45	0,72	0,28
	4—*M*	26,10	60,65	7,31	3,54	1,18	0,25	0,65	0,33
	4—*P*	28,10	60,35	6,00	3,32	1,06	0,36	0,71	0,30
	4—*m*	27,73	60,63	6,36	3,35	0,78	0,28	0,61	0,26
	4—*c*	27,90	60,60	5,79	3,04	1,27	0,43	0,77	0,35
	media pe şarja *4*—*C*	27,81	60,61	6,07	3,19	1,03	0,35	0,69	0,30

* Fiecare valoare *C*, *M*, *P* reprezintă media a şase probe de incluziuni extrase din probele de oţel *m* şi *c* cu aceeaşi poziţie pe înălţimea celor trei lingouri pe şarjă. Fiecare valoare *m* şi *c* reprezintă media a nouă probe de incluziuni extrase din probele de oţel de la marginea sau centrul celor trei ţagle (*C*, *M*, *P*) din cite trei lingouri pe şarjă.

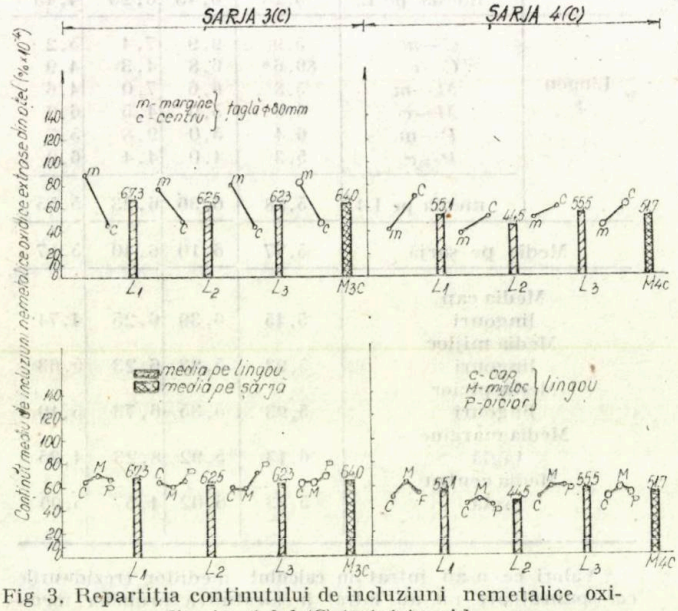


Fig 3. Repartiţia conţinutului de incluziuni nemetalice oxidice în oţelul (*C*) tratat în vid

din şarja *2* (eliminînd probele P_m din L*1* şi L*2* ce au prezentat multe incluziuni ce conţin fier).

Compoziţia chimică a (INO) extrase din oţelul (*B*) — tratat în vid (tab. 3) indică cca 56—60% Al_2O_3 şi 31% SiO_2, valori mai mari decît în şarjele netratate în vid [3]. Deosebirea constă în faptul că, în timp ce în oţelul (*B*) — netratat, Al_2O_3 şi SiO_2 se găseau ca aluminaţi şi silico-aluminaţi, în oţelul tratat în vid se găsesc ca oxizi liberi (alături de 5—6% oxizi de fier), ceea ce conduce la ideea că aceşti oxizi se formează în procesul de degazare şi dezoxidare în vid cu Al şi FeSi.

Variaţiile compoziţiei chimice a (*INO*) urmăresc variaţiile repartiţiei (*INO*) în ţagle:

— SiO_2 creşte în probele (*m*) din şarja *1* şi în probele (*c*) din şarja *2* şi în medie este mai mare în treimea mijlocie a lingourilor din ambele şarje;

Tabelul 4

Mediile punctajului maxim pe tipuri de incluziuni nemetalice în oţelurile *B* şi *C* tratate în vid (după STAS 5949—80)

Nr. şarjei şi poziţia probelor în lingou (ţaglă)	Punctaj maxim pe tipuri de incluziuni nemetalice *)							
	A—sulfuri		*B*—oxizi		*C*—silicaţi plastici		*D*—oxizi globulari silicaţi nedeformaţi	
	S	*G*	*S*	*G*	*S*	*G*	*S*	*G*
1—*C*	0,63	—	0,14	—	—	—	0,49	—
1—*M*	0,50	0,010	0,12	—	0,083	—	0,40	—
1—*P*	0,39	—	0,20	—	—	—	0,42	—
1—*m*	0,42	—	0,15	—	0,055	—	0,47	—
1—*c*	0,59	0,006	0,16	—	—	—	0,40	—
Media pe şarja 1	0,50	0,003	0,15	—	0,027	—	0,43	—
2—*C*	0,38	—	0,20	—	—	—	0,78	—
2—*M*	0,44	—	0,16	—	—	—	0,60	—
2—*P*	0,23	—	0,12	—	—	—	0,81	—
2—*m*	0,37	—	0,24	—	—	—	0,62	—
2—*c*	0,33	—	0,08	—	—	—	0,84	—
Media pe şarja 2	0,35	—	0,16	—	—	—	0,73	—
3—*C*	0,47	—	0,52	—	—	—	0,67	—
3—*M*	0,86	—	0,51	—	0,036	—	0,75	0,020
3—*P*	0,35	—	0,30	—	—	—	0,62	—
3—*m*	0,41	—	0,34	—	0,012	—	0,65	0,012
3—*c*	0,70	—	0,55	—	0,012	—	0,70	—
Media pe şarja 3	0,56	—	0,44	—	0,012	—	0,68	0,006
4—*C*	0,40	0,026	0,25	—	0,048	—	0,27	—
4—*M*	0,30	0,020	0,22	—	0,010	—	0,35	—
4—*P*	0,45	—	0,23	—	0,031	—	0,42	—
4—*m*	0,26	0,020	0,16	—	0,006	—	0,25	—
4—*c*	0,50	0,036	0,31	—	0,053	—	0,44	—
Media pe şarja 4	0,38	0,018	0,23	—	0,030	—	0,34	—

* *S* — seria incluziunilor subţiri; *G* — seria incluziunilor groase (fiecare valoare *C*, *M*, *P* reprezintă media a 6 probe ×9 cîmpuri cu Ø 80 µm, iar valorile *m*, *c* reprezintă media a 9 probe ×9 cîmpuri microscopice).

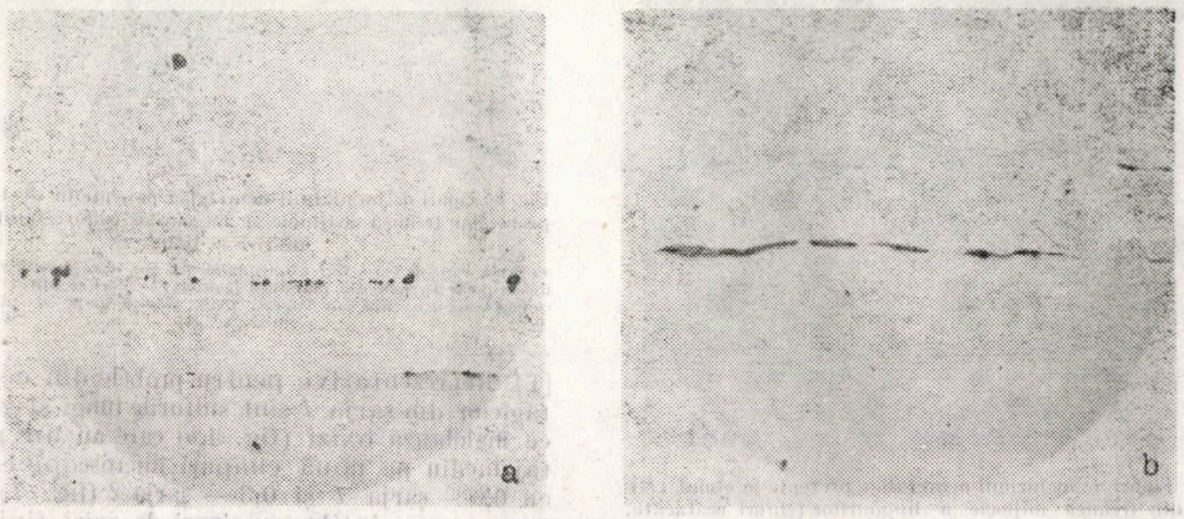


Fig. 4. Tipuri de incluziuni nemetalice prezente în oţelul (*B*), probe de la capul lingoului (şlifuri neatacate din şarja *1*, mărire X 100):

a—şiruri de oxizi fini şi grosieri şi sulfuri fine izolate sau care înglobează oxizi (probe din marginea ţaglelor); *b*—sulfuri groase şi lungi (care înglobează oxizi) şi oxizi fini izolaţi (probe din centrul ţaglelor)

– Al_2O_3 este repartizat invers decît SiO_2 în ţagle, dar rămîne mare în treimea mijlocie şi spre axul zonei de la piciorul lingoului ;

– conţinutul de fier din (*INO*) variază între 3,8% la piciorul lingoului şi 8,3% la capul lingoului în şarja *1*, în vreme ce în şarja *2* este în medie mai mic şi mai uniform repartizat ; de asemenea se observă în şarja *1* variaţii mari ale conţinutului de fier în secţiune transversală (4,5% în centrul ţaglelor şi 8% spre marginea acestora) ;

– conţinutul de MgO scade la 1/2 din valorile determinate în (*INO*), extrase din şarjele netratate în vid [1], şi este repartizat cu precădere spre cap-lingou şi margine-ţaglă ;

– conţinutul de TiO_2 de 1% — şarja *1* şi 0,6% — şarja *2* poate fi pus pe seama materialelor refractare (de observat că în şarjele netratate în vid existau carbonitruri de titan în zona centrală a lingourilor [1]).

P u n c t a j u l m a x i m p e t i p u r i d e i n c l u z i u n i (tab. 4) indică prezenţa unei cantităţi foarte mari de sulfuri fine de punctaj 1—2 (scurte sau lungi, izolate sau şiruri — fig. 4 şi 5), spre deosebire de oţelul (*B*) netratat în vid, în care sulfurile aveau punctaj 3—4

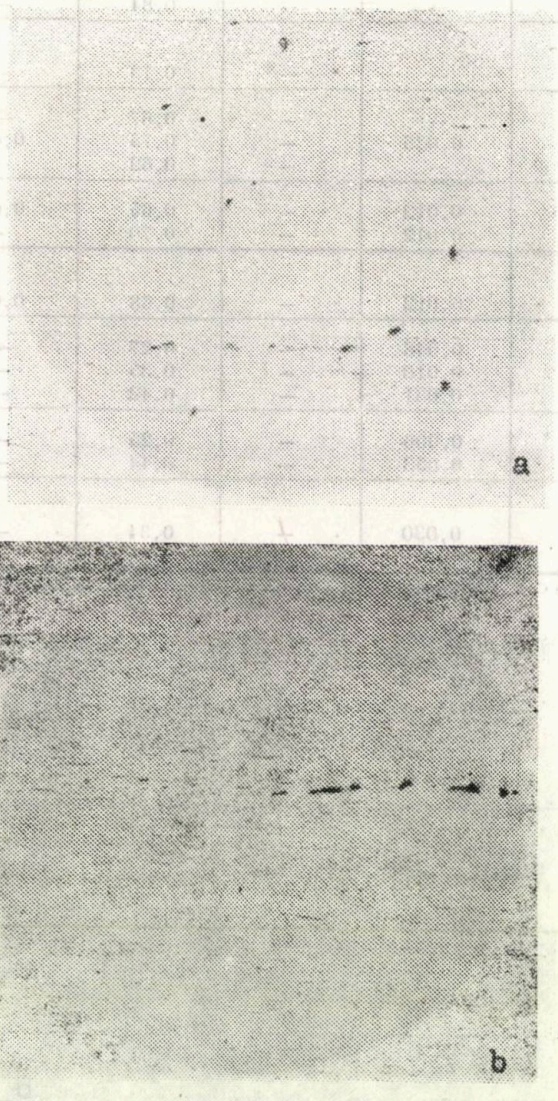


Fig. 5. Tipuri de incluziuni nemetalice prezente în oţelul (*B*), probe din treimea mijlocie a lingourilor (şlifuri neatacate, mărire ×100) :

a – oxizi grosieri izolaţi, şiruri paralele de sulfuri fine simple sau care înglobează oxizi (probele *m*) ; *b* – grupuri de sulfuri fine în paralel cu şirurile de oxizi (probele *c*)

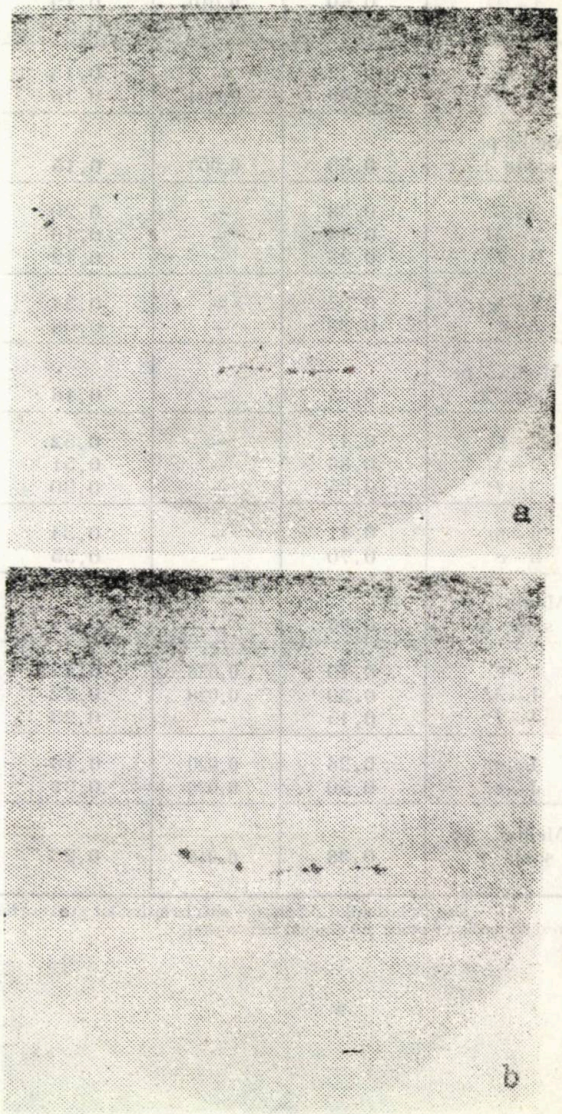


Fig. 6. Tipuri de incluziuni nemetalice prezente în oţelul (*C*), probe din treimea mijlocie a lingourilor (şlifuri neatacate, mărire ×100) :

a – şiruri scurte de oxizi fini alipiţi sulfurilor fine, dar şi sulfuri scurte izolate (şarja *3* – probe din marginea ţaglelor) ; *b* – şiruri de sulfuri scurte, ce înglobează oxizi fini sau alipesc oxizi grosieri (şarja *4* – probe din centrul ţaglelor)

[1]. Reprezentative pentru probele din centrul ţaglelor din şarja *1* sînt sulfurile lungi şi groase ce înglobează oxizi (fig. 4,*b*) care au un punctaj mediu pe nouă cîmpuri microscopice egal cu 0,6 — şarja *1* şi 0,3 — şarja *2* (fig. 7). De asemenea se întîlnesc şiruri de oxizi fini (fig. 4, *a* şi 5, *b*) sau oxizi izolaţi (fig. 4, *a*, *b* şi 5, *a*) şi multe sulfuri ce înglobează sau alipesc oxizi

(fig. 4 și 5), care la analiza cu microsonda electronică s-au dovedit a fi constituite din MnS cu Al_2O_3 sau simple șiruri de Al_2O_3 (fig. 10). Pentru oxizii din grupa *B* — STAS 5949-80, punctajul maxim este de 0,5 —1 (în tab. 4 se dau mediile pe cîte nouă cîmpuri din mai multe

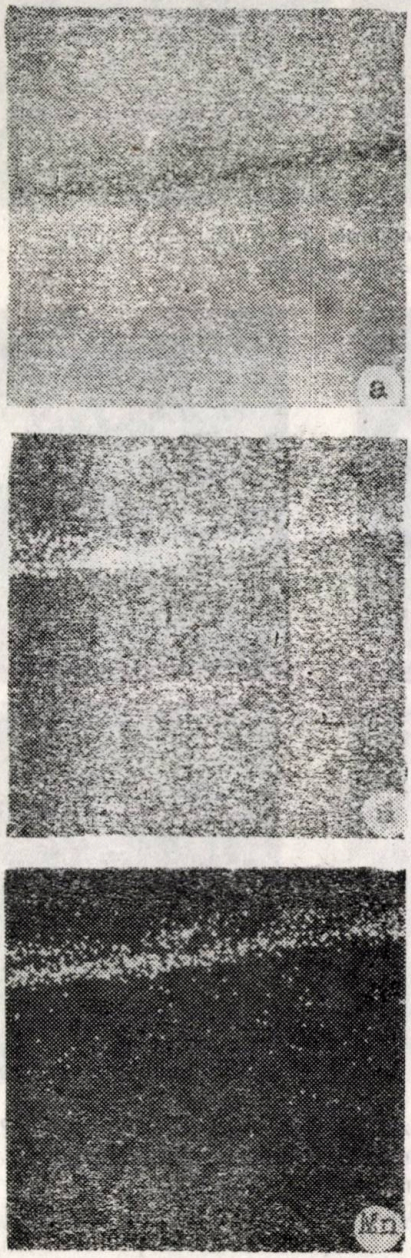


Fig. 7. Incluziuni groase și lungi de sulfură de mangan MnS în oțelurile *B* și *C* (mărire ×1 200):
a — imagine de compoziție; S, Mn — repartiția sulfului și manganului (liniile K_α)

probe), spre deosebire de oțelul netratat în vid unde se întîlneau astfel de oxizi cu punctaj 1—2 și chiar 2—3. Oxizii globulari izolați din grupa *D* au punctaj maxim 1 (media pe nouă cîmpuri fiind de 0,4 — șarja *1* și 0,7 — șarja *2*, comparativ cu oxizii din grupa *B* ce nu depășesc 0,16).

Tipurile principale de incluziuni nemetalice din oțelul *B* — tratat în vid sînt deci sulfurile simple MnS și oxisulfurile de tip $MnS + Al_2O_3$ izolate sau în șiruri, puțini oxizi simpli sau în șiruri — constituiți în general din Al_2O_3 și rareori din SiO_2.

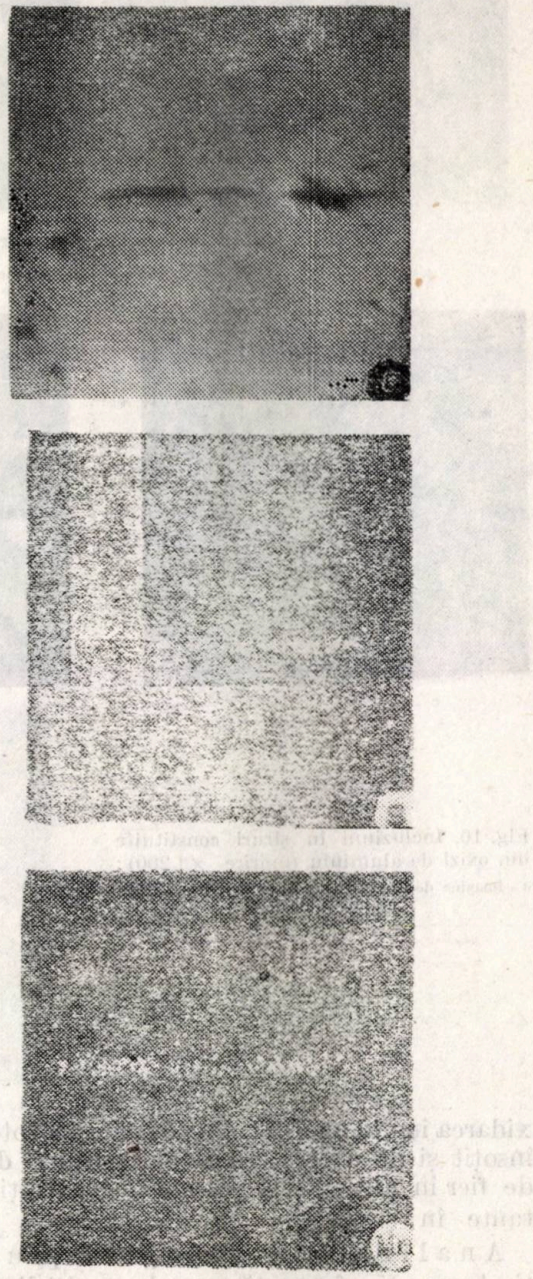


Fig. 8. Incluziuni fine și scurte de sulfură de mangan MnS în oțelurile *B* și *C* (mărire ×1 200):
a — imagine de compoziție; S, Mn — repartiția sulfului și manganului (liniile K_α)

Cantitatea mare de SiO_2, indicată de analiza chimică a (*INO*) din tabelul 3, provine din descompunerea silicaților de calciu în procesul de degazare și dezoxidare în vid și din tratamentul chimic de separare a (*INO*) din oțel. Dar, SiO_2 liber și în stare cristalină provine din dezo-

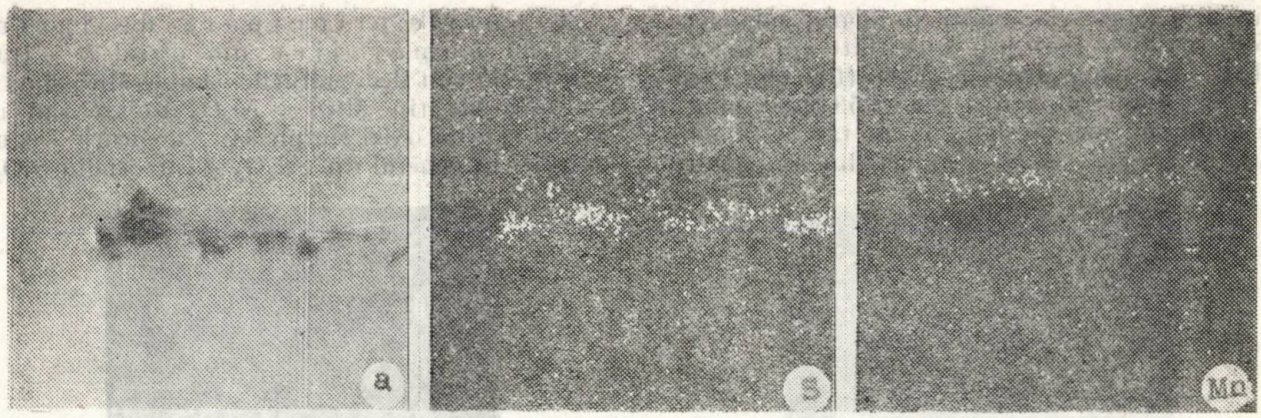


Fig. 9. Sulfuri de mangan cu aspect globular și în șiruri, în oțelurile *B* și *C* (mărire ×1 200):
a – imagine de compoziție; S, Mn – repartiția sulfului și manganului (liniile K_α)

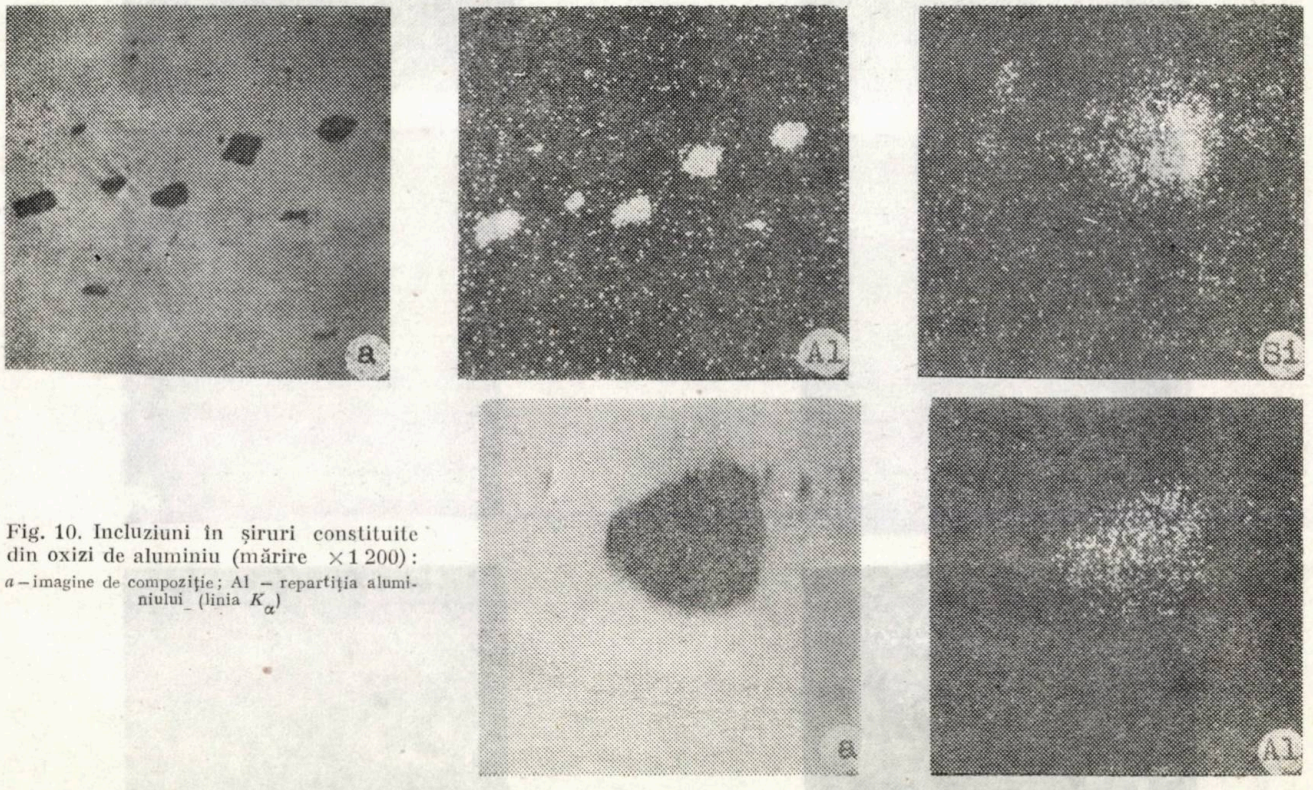


Fig. 10. Incluziuni în șiruri constituite din oxizi de aluminiu (mărire ×1 200):
a – imagine de compoziție; Al – repartiția aluminiului (linia K_α)

xidarea în vid cu FeSi, dovadă că este totdeauna însoțit și de o creștere a conținutului de oxizi de fier în (*INO*) și se găsește în cantități importante în șarja *2*.

Analiza mineralogică prin difracție de raze X, efectuată pe probe medii din (*INO*), extrase din cîte trei probe de oțel cu aceeași poziție în lingourile analizate din fiecare șarjă (notate *Cm*, *Cc*, *Pm*, *Pc*, în fig. 11, *a*), a arătat că există următorii componenți cristalini:

— Al_2O_3 (predominant corindon) foarte intens în toate probele și însoțit de Fe_2O_3 mai ales în șarja *2*;

— $MgO.Al_2O_3$ (spinel magnezian) mai mult în probele *Cm* și *Pc*;

— oxizii de fier, mai ales în șarja *2*/CE2 și și mai intens decît în șarja *1* (în care se găsesc numai în probele *Cm*);

— $3Al_2O_3.2SiO_2$ (mulit) în cantități slabe în șarja *1* (în probele de la piciorul lingoului), dar mai intens și prezent în toate probele șarjei *2*;

— TiO_2 foarte slab în șarja *1*, probabil provenind din materialele refractare;

— în șarja *2* se găsesc urme de forsterit și enstatit (de menționat că aceste combinații aveau o pondere mult mai mare în (*INO*) extrase din oțelul (*B*) — netratat în vid [1]).

Prin analiza mineralogică s-a constatat că în șarja *2*/CE2 există cantități mai mari de oxizi în stare cristalină (confirmînd și rezulta-

tele analizei microscopice), oxizi nedoriți în astfel de oțeluri.

Comparînd rezultatele obținute în studiul oțelului (*B*) — netratat în vid [1], cu cele de la oțelul (*B*) degazat în vid și apoi dezoxidat cu Al și FeSi direct în oală (instalația *DH* neavînd încă montată ecluză pentru dezoxidanți), se constată o îmbunătățire importantă a metalului din punct de vedere incluzionar. Astfel, comparînd șarja *1*/CE1 oțelul B80 din lucrarea [1] cu șarja *1*/CE1 din oțelul B80, tratat în vid, din această lucrare, rezultă că:

— conținutul mediu pe șarjă de (*INO*) scade de la 0,0076 la 0,0057% (deci cu cca 25%) prin degazarea în vid;

— repartiția acestui conținut de (*INO*) este neuniformă în lingourile de oțel netratat (cu prioritate la piciorul lingoului și centrul țaglei, deci în treimea inferioară a lingoului și către ax), dar este relativ uniformă în lingourile de oțel degazat (excepție fac șarjele elaborate în cuptorul electric nr. 2 în ambele cazuri și chiar și la alte mărci de oțel);

— compoziția chimică a (*INO*) extrase din oțelul (*B*) — degazat indică o scădere cu 14% a conținutului de SiO_2, dar în aceeași măsură crește conținutul de Al_2O_3, în vreme ce conținutul de MgO scade cu 50%, iar cel de Fe_2O_3 se menține la același nivel. Se remarcă faptul că compoziția chimică a (*INO*) din oțelul *B* elaborat în cuptorul de 100 t și degazat în vid este aproape identică cu cea a (*INO*) separate din oțelul (*B*) elaborat în cuptorul de 50 t fără degazare în vid (cu dezoxidare directă în oală) — a se compara șarjele *1* și *2* din prezenta lucrare cu șarjele *2* și *3* din [1]. Însă tipurile de incluziuni, precum și tipurile și ponderea compușilor mineralogici cristalini prezenți în (*INO*) din oțelurile (*B*) degazate și nedegazate în vid sînt diferite. De exemplu în (*INO*) extrase din oțelul nedegazat există mult α-Al_2O_3 și $MgO.Al_2O_3$, cantități importante de α-Fe_2O_3 și $FeO.Fe_2O_3$, mulit, forsterit și enstatit; analiza microscopică a indicat prezența unor aluminați, silicați, silico-aluminați (deseori cu MgO și oxizi ai fierului), cantități mari de oxizi de aluminiu izolați sau în șiruri — unecri înglobați sau alipiți la sulfuri — și o mare cantitate de sulfuri MnS, toate incluziunile avînd punctaj maxim între 1 și 5, deci dimensiuni mari. În oțelul degazat, drept componenți cristalini, lîngă α-Al_2O_3, se găsesc $MgO.Al_2O_3$ și oxizi de fier, dar deseori apar SiO_2 liber (în cantități slabe) sau combinații ale SiO_2 cu FeO, MgO sau MnO (ca urme). Prezența oxizilor liberi de tip α-Al_2O_3 (ba chiar Al_2O_3 cu toate stările alotropice), SiO_2 și 2FeO. SiO_2 în (*INO*) extrase din oțelul (*B*) tratat arată că acești oxizi se formează în cursul dezoxidării după degazarea în vid.

II. *Oțelul (C) — tratat în vid, destinat sîrmei pentru cabluri de tracțiune*

S-au analizat șarjele *3* — oțel C50 și *4* — oțel C55, elaborate în cuptoarele CE2 și respectiv CE1 de 100 t:

Conținutul mediu de (*INO*) pe șarjă este de:

— 0,0064% în șarja *3* (pe probe: de la 0,0041 la 0,0098%);

— 0,0052% în șarja *4* (pe probe: de la 0,0033 la 0,0069%) cu variații mari de la o probă la alta mai ales în șarja *3* din cuptorul E2 (valorile din tab. 2).

Repartiția (INO) de la cap spre piciorul lingoului este neuniformă:

— în șarja *3*, conținutul mediu de (*INO*) fiind mai mare în treimea inferioară și spre marginea țaglelor (datorită incluziunilor ce conțin fier);

— în șarja *4* este mai impurificată treimea mijlocie a lingoului și în general zona centrală (axială) a țaglelor (tab. 2 și fig. 3).

Compoziția chimică a (INO) extrase din oțelul (*C*) — tratat în vid (tab. 3) indică prezența unei mari cantități de Al_2O_3 (56% — șarja *3* și 61% — șarja *4*), deci mai mare decît în șarjele de oțel (*C*) netratat în vid (47% în medie și max. 52—56%) din [1]. De asemenea, se găsește o mare cantitate de SiO_2 (31% — șarja *3* și 28% — șarja *4*), adică apropiată de șarjele netratate în vid [1]. Se menționează însă că, în timp ce în șarjele nedegazate se găsea α-Al_2O_3, silicați și silicoaluminați, în șarjele tratate în vid se găsește Al_2O_3 cu preponderență sau Al_2O_3 înglobat în sulfuri MnS, apoi spinelul magnezian și rareori silicați de calciu foarte fini, dar există SiO_2 liber sau 2FeO. SiO_2 (formați în procesul de dezoxidare FeSi după degazare și urme de forsterit sau mulit). De asemenea cu prioritate spre marginea țaglelor din jumătatea superioară a lingourilor se găsește 6—7% Fe_2O_3 (mai mult în șarja *3*/CE2). Conținutul de MgO este mult mai mic în șarjele degazate (cca 3%), comparativ cu cele nedegazate, repartizat cu precădere spre mijlocul și piciorul lingoului și la centrul țaglelor în șarja *3* și avînd forma $MgO.Al_2O_3$, așa cum reiese din diagramele de difracție din figura 11, *b* (probele *Cc*, *Pc*).

Punctajul maxim pe tipuri de incluziuni (tab. 4) indică prezența unei foarte mari cantități de sulfuri MnS scurte — izolate sau în șiruri — care înglobează sau alipesc oxizi de aluminiu de dimensiuni foarte diferite (fig. 6, 7, 8). Punctajul acestor sulfuri este de maximum 1—1,5 (media pe nouă cîmpuri fiind de 0,55 — șarja *3*/CE2 și 0,40 — șarja *4*/CE1). Multe sulfuri groase de tip MnS (fig. 7) s-au observat în toate probele din șarja *4*, deși la marginea țaglelor se întîlnesc sulfuri

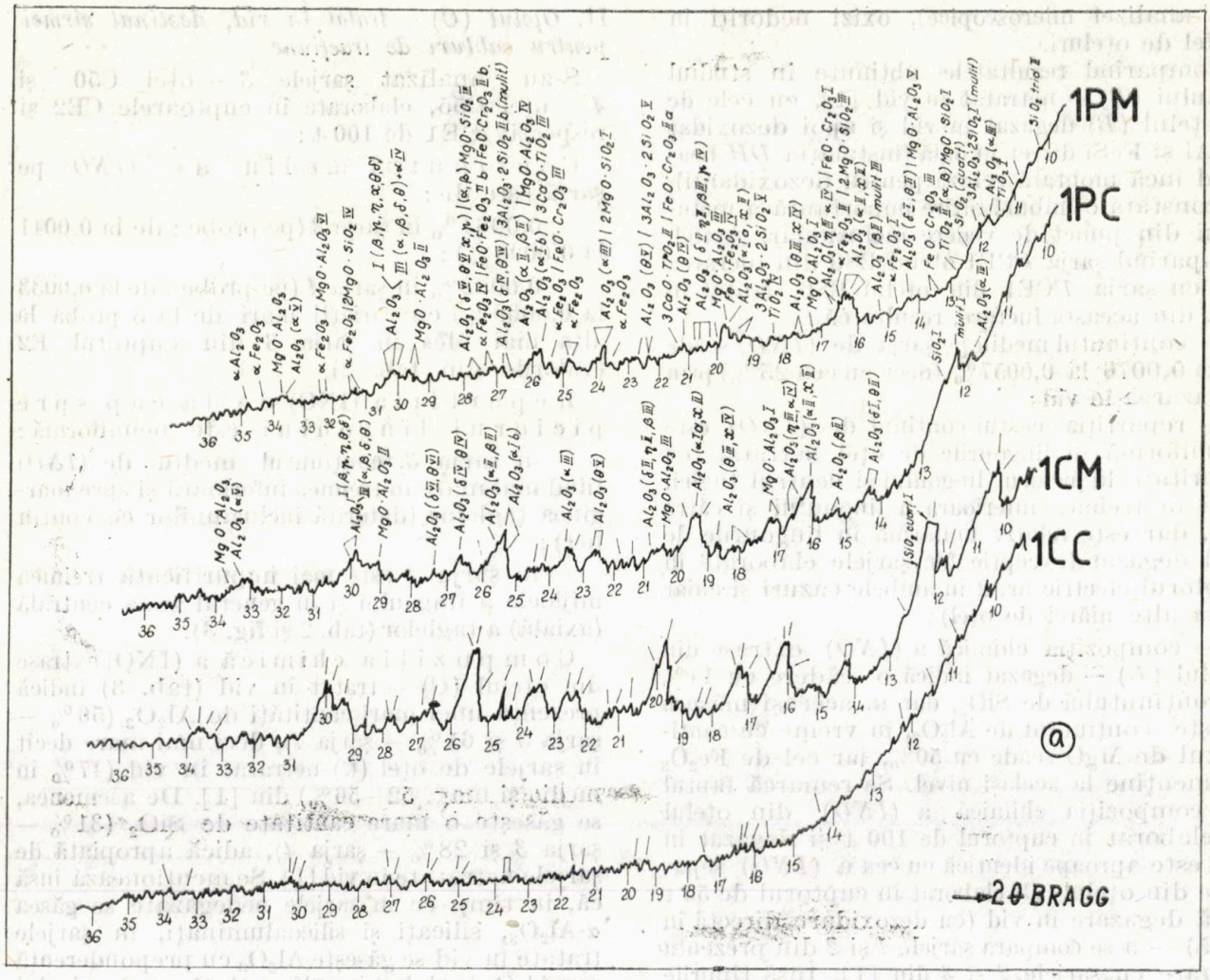


Fig. 11, *a*

fine și lungi (fig. 8) și chiar sulfuri fine ce înglobează Al_2O_3 (fig. 9). Deseori se găsesc șiruri de Al_2O_3, de punctaj 0,5—1,5 (punctajul mediu pe nouă cîmpuri fiind de 0,4—0,5 în șarja *3* și numai 0,2 în șarja *4*). În ambele șarje s-au observat mulți silicați ce conțin Al sau Fe, în concordanță cu observațiile mineralogice și analiza chimică a (*INO*). Deseori se găsesc oxizi globulari din grupa *D* — STAS 5949-80, repartizați cu prioritate la centrul țaglelor și avînd punctaj maxim 0,5—1 (sau media pe nouă cîmpuri = 0,7 — șarja *3* și numai 0,3—șarja *4*).

Analiza mineralogică prin difracție de raze X, efectuată pe probe medii de (*INO*), extrase din cîte trei probe de oțel cu aceeași poziție în lingourile analizate (fig. 11, *b*), a arătat că în oțelul (*C*) — degazat în vid există următorii componenți cristalini ca (*INO*):

— Al_2O_3 (predominant corindon) foarte intens în toate probele și însoțit de liniile oxizilor de fier ;

— $MgO.Al_2O_3$, cu intensitate mică, dar mai mult în șarja *3*, probele *Pc* și *Cc* ;

— mulitul este prezent în ambele șarje dar în cantități slabe ;

— SiO_2 liber este prezent în toate probele (fig. 11, *b*) și mai intens decît în oțelul (*B*) — tratat în vid ;

— TiO_2 este foarte slab reprezentat și numai în șarja *3*/CE2 ;

— nu s-au evidențiat formațiuni de tip forsterit sau enstatit.

Ca o constatare generală pentru ambele mărci de oțel studiate, se remarcă o bună concordanță între prezența și intensitatea relativă a componenților mineralogici cristalini din (*INO*) și datele asupra punctajului pe tipuri de incluziuni sau obținute prin analiza chimică spectrală a (*INO*) separate din oțel.

Pe baza rezultatelor experimentale prezentate aici și a indicațiilor din literatură, s-au făcut unele recomandări în vederea revizuirii tehnologiilor existente pentru elaborarea, degazarea și dezoxidarea în vid, turnarea oțelurilor (*B*) și (*C*), în vederea îmbunătățirii calității produselor realizate din aceste oțeluri.

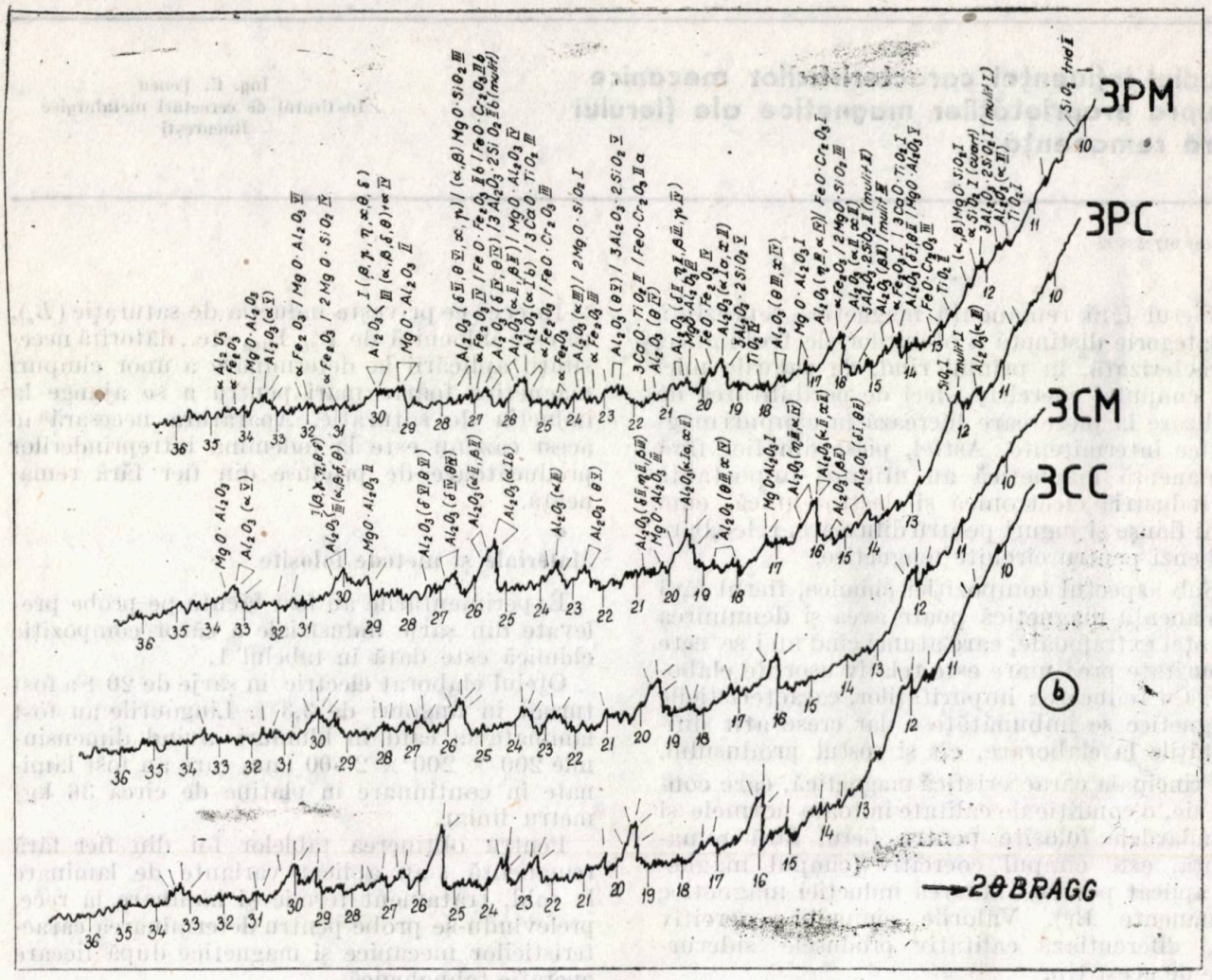


Fig. 11. Diagramele de difracție ale incluziunilor nemetalice extrase din probe (medii) de oțel din șarjele *1* — oțel *B* și *3* — oțel *C*, probe avînd următoarele poziții în lingou:

PM — picior-margine; *CM* — cap-margine; *PC* — picior-centru țaglă; *CC* — cap-centru țaglă

BIBLIOGRAFIE

1] Păsărică, Victoria, Dobrescu, Edith și Constantinescu, Sara *Natura și dispersia incluziunilor nemetalice în oțelurile pentru sîrma destinată fabricației betonului precomprimat și cablurilor de tracțiune — oțeluri netratate în vid.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 3, 1984, p. 117.

[2] Faubring, G.M. și Ramaligan, S. *Incluziunile oxidice și uzura sculelor la prelucrare.* În: Metallurgical Transactions, S.U.A., vol. 10, nr. 11, 1979, p. 1781—1788.

[3] Bernard, G., Riboud, P. V. și Urbain, G. *Studiul plasticității incluziunilor oxidice.* În: C.I.T.—Revue de Métallurgie, Franța, nr. 5, 1981, p. 421—434.

Studiul influenței caracteristicilor mecanice asupra proprietăților magnetice ale fierului fără remanență

Ing. C. Țenea
Institutul de cercetări metalurgice
București

CZ: 669.017:538.22

Fierul fără remanență magnetică reprezintă o categorie distinctă a oțelurilor electrotehnice, caracterizată, în primul rînd, de valorile mici ale cîmpului coercitiv, deci de posibilitatea de utilizare la piese care lucrează în cîmpuri magnetice intermitente. Astfel, piese din fier fără remanență magnetică au utilizări importante în industria electronică și electrotehnică, cum ar fi flanșe și juguri pentru difuzoare, relee, bare și benzi pentru circuite magnetice.

Sub aspectul compoziției chimice, fierul fără remanență magnetică poate avea și denumirea de oțel extramoale, care atunci cînd nu i se cere o puritate prea mare este relativ ușor de elaborat. Cu reducerea impurităților, caracteristicile magnetice se îmbunătățesc dar cresc atît dificultățile la elaborare, cît și costul produsului.

Principala caracteristică magnetică, care constituie, o condiție de calitate în toate normele și standardele folosite pentru fierul fără remanență, este cîmpul coercitiv (cîmpul magnetic aplicat pentru anularea inducției magnetice remanente Br). Valorile cîmpului coercitiv (H_c) diferențiază calitativ produsele siderurgice de acest tip.

În anumite standarde (GOST) sînt date și valorile minime admise pentru inducția magnetică la aplicarea unor cîmpuri magnetice diferite (25 A/cm, 100 A/cm etc.), în timp ce alte norme (DIN) nu prevăd aceste condiții. Explicația constă în faptul că, în timp ce cîmpul coercitiv variază mult cu starea de prelucrare metalurgică a materialui, valorile inducției sînt aproape independente de stadiul de prelucrare metalurgică a materialului, fiind aproximativ constante pentru o compoziție chimică dată.

În ceea ce privește inducția de saturație (B_s), ea este înlocuită de B_{25}, B_{100} etc., datorită necesității aplicării la determinare a unor cîmpuri magnetice foarte mari pentru a se ajunge la inducția de saturație. Aparatura necesară în acest caz nu este la îndemîna întreprinderilor producătoare de produse din fier fără remanență.

Materiale și metode folosite

Experimentările au fost făcute pe probe prelevate din șarje industriale a căror compoziție chimică este dată în tabelul 1.

Oțelul elaborat electric în șarje de 20 t a fost turnat în lingouri de 3,3 t. Lingourile au fost laminate la cald în blumuri avînd dimensiunile 200 × 200 × 2 500 mm, care au fost laminate în continuare în platine de circa 36 kg/metru liniar.

Pentru obținerea tablelor foi din fier fără remanență s-au aplicat variante de laminare la cald, tratament termic și laminare la rece, prelevîndu-se probe pentru determinarea caracteristicilor mecanice și magnetice după fiecare operație tehnologică.

Studiul proprietăților magnetice s-a făcut pe un aparat histerezisgraf tip „Vettiner", trasîndu-se pentru fiecare determinare curbe de histerezis (fig. 1). În paralel, analiza proprietăților mecanice a urmărit stabilirea unor corelații statistice între acestea și proprietățile magnetice la variantele tehnologice aplicate.

Prelucrarea statistică a datelor experimentale pe calculator a urmărit obținerea unor ecuații de regresie, care să indice cantitativ această interdependență.

Tabelul 1

Compoziția chimică a șarjelor analizate

Șarja	Compoziția chimică, %									Total impurități, %
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	
1	0,03	0,28	0,06	0,078	0,008	0,16	0,07	0,11	0,083	0,820
2	0,04	0,26	urme	0,008	0,010	0,12	0,08	0,12	0,080	0,720
3	0,03	0,20	0,06	0,0068	0,003	0,14	0,07	0,14	0,090	0,730
4	0,02	0,16	0,05	0,0052	0,005	0,11	0,15	0,13	0,064	0,684
5	0,03	0,27	0,10	0,005	0,010	0,12	0,07	0,11	0,072	0,787

Observații:
a) compozițiile chimice au fost determinate pe produs;
b) la fierul fără remanență sînt considerate impurități toate elementele de aliere în afara fierului

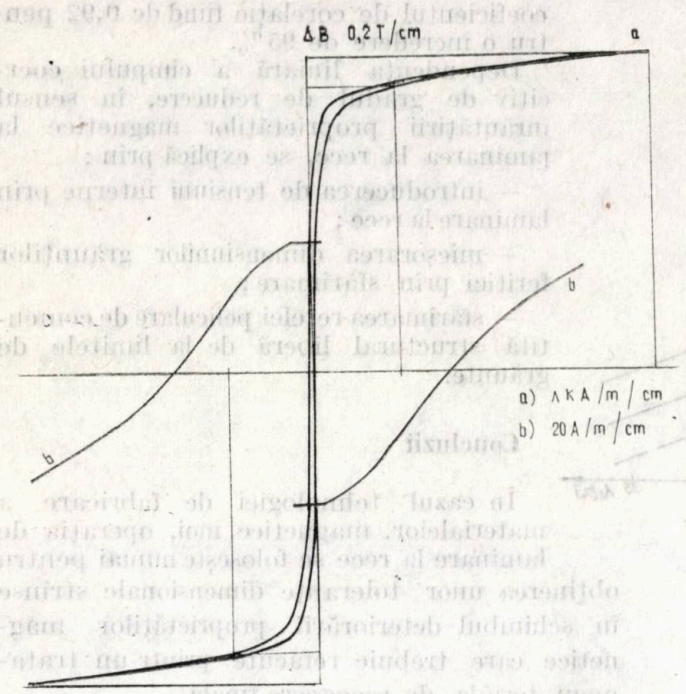


Fig. 1. Curba de histerezis magnetic determinată pentru table de 3 mm din fier fără remanență (șarja *I*), după tratamentul termic final de recoacere

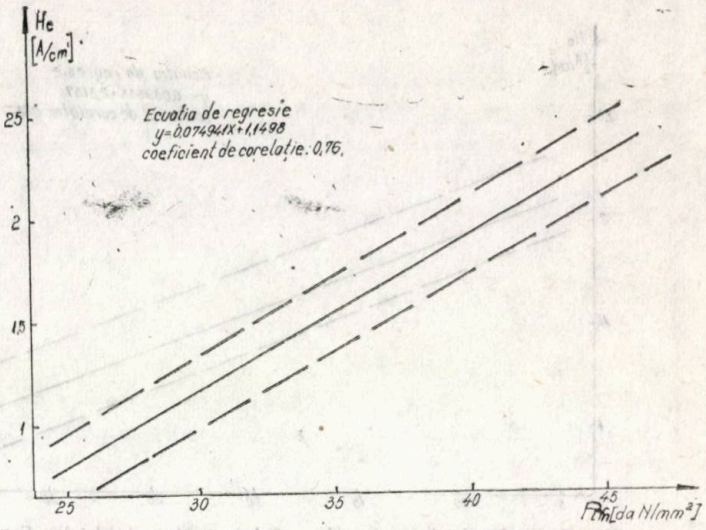


Fig. 2. Curba de regresie $H_c = f(R_m)$ pentru table din fier fără remanență (max. 0,80% impurități)

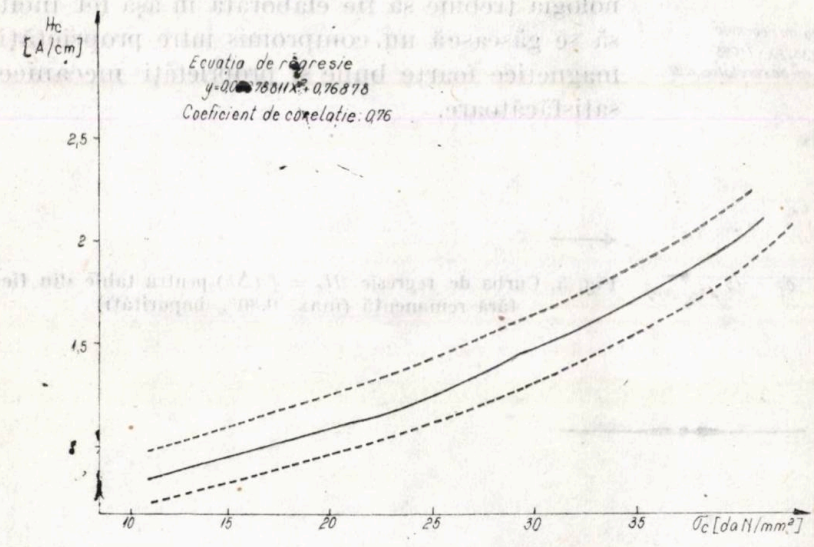


Fig. 3. Curba de regresie $H_c = f(R_{p0,2})$ pentru table din fier fără remanență (max. 0,80% impurități)

Prezentarea rezultatelor experimentale

Avînd în vedere compozițiile chimice destul de apropiate ale șarjelor analizate, se remarcă faptul că acestea sînt destul de apropiate, totalul impurităților pe șarjă variind între 0,68 și 0,82%. În aceste condiții se poate afirma că determinările s-au făcut pe probe avînd aproximativ aceeași compoziție chimică, aspect reflectat fidel și în valorile aproape identice obținute la cele cinci șarje industriale pentru B_{25} și B_{100}.

În figurile 2—4 sînt ilustrate curbele de regresie care exprimă dependența cîmpului magnetic coercitiv de proprietățile mecanice.

Ecuațiile de regresie obținute sînt date mai jos :

$$H_c = 0{,}743\ R_m + 1{,}500 \qquad (1)$$

cu un coeficient de corelație de 0,76 pentru o încredere de 95%

$$H_c = 7{,}881 \times 10^{-4}\ R^2_{p0,2} + 0{,}788 \qquad (2)$$

cu un coeficient de corelație de 0,76 pentru o încredere de 95%

$$H_c = 0{,}039\ A_5 + 2{,}316 \qquad (3)$$

cu un coeficient de corelație de 0,73 pentru o încredere de 95%.

Se observă o dependență a lui H_c de R_m, $R_{p0,2}$ și A_5 în sensul înrăutățirii proprietăților magnetice cu creșterea valorilor proprietăților mecanice.

Ecuațiile de regresie, valabile pentru compoziția chimică analizată (total impurități max. 0,80%), au importanță practică, deoarece dau indicații destul de precise privitor la valorile cîmpului coercitiv atunci cînd sînt cunoscute valorile proprietăților mecanice.

Influența ecruisării este ilustrată în figura 5, în care se dă forma curbei de regresie care exprimă dependența valorilor cîmpului coercitiv în funcție de gradul de reducere (Δh) aplicat la laminarea la rece.

Ecuația de regresie este de gradul I și are forma :

$$H_c = 1{,}337\ \Delta h + 1{,}148 \qquad (4)$$

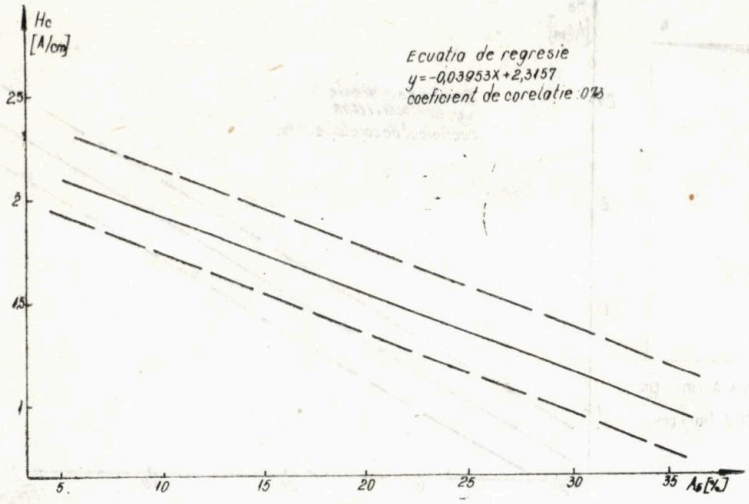


Fig. 4. Curba de regresie $H_c = f(A_5)$ pentru table din fier fără remanență (max. 0,80% impurități)

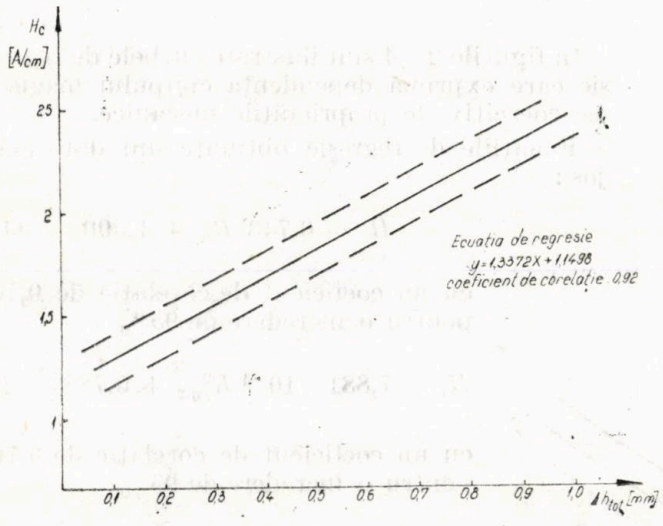


Fig. 5. Curba de regresie $H_c = f(\Delta h)$ pentru table din fier fără remanență (max. 0,80% impurități)

coeficientul de corelație fiind de 0,92 pentru o încredere de 95%.

Dependența liniară a cîmpului coercitiv de gradul de reducere, în sensul înrăutățirii proprietăților magnetice la laminarea la rece, se explică prin:

— introducerea de tensiuni interne prin laminare la rece;

— micșorarea dimensiunilor grăunților feritici prin sfărîmare;

— sfărîmarea rețelei peliculare de cementită structural liberă de la limitele de grăunte.

Concluzii

În cazul tehnologiei de fabricare a materialelor magnetice moi, operația de laminare la rece se folosește numai pentru obținerea unor toleranțe dimensionale strînse în schimbul deteriorării proprietăților magnetice care trebuie refăcute printr-un tratament termic de recoacere finală.

În cazul în care la produsele de fier fără remanență se cer și proprietăți mecanice bune, tehnologia trebuie să fie elaborată în așa fel încît să se găsească un compromis între proprietăți magnetice foarte bune și proprietăți mecanice satisfăcătoare.

Ing. Doina Răducanu, ing. Mihaela Isac,
ing. M. Tărcolea și ing. T. Bănică
Institutul politehnic — București

Utilizarea experimentului programat pentru determinarea durității și mărimii stratului decarburat la deformarea plastică a oțelului de arc 51VCr11A

CZ: 539.374:669.046.564

La laminarea oțelului de arc se impun prescripții speciale privind duritatea și mărimea stratului decarburat.

Obținerea unor valori mari de duritate face dificilă debitarea barelor după laminare, iar decarburarea accentuată a semifabricatului laminat nu mai poate fi înlăturată prin prelucrările ulterioare în ciclul semifabricat — bandă (destinată pentru executarea arcurilor).

Dat fiind aceste restricții, pentru oțelul 51VCr11A s-a urmărit stabilirea parametrilor laminării, în vederea obținerii valorilor minime pentru duritate și stratul decarburat, utilizîndu-se metoda experimentului programat [1], [2].

Prin această metodă se asigură determinarea influențelor, separat, precum și a influențelor cumulate a parametrilor deformării plastice asupra caracteristicilor de exploatare impuse.

Determinări experimentale

Experimentările au fost efectuate pe probe din oțel 51VCr11A STAS 795/80, cu următoarea compoziție: 0,47—0,55%C; 0,8—1,1%Mn; 0,15—0,35%Si; 0,9—1,2%Cr; 0,07—0,12%V.

Deformarea plastică s-a realizat pe un laminor de laborator cu diametrul cilindrilor: $D = 150$ mm.

După deformarea plastică a epruvetelor au fost efectuate determinări de duritate și de adîncime de strat decarburat.

Realizarea determinărilor experimentale a avut la bază utilizarea unei metode de programare a experimentului pentru rezolvarea problemelor extremale.

S-au impus ca parametri independenți:
— reducerea relativă pe trecere, %;
— temperatura de sfîrșit de laminare, °C,
iar ca parametri dependenți s-au fixat:
— duritatea HB;
— adîncimea stratului decarburat, mm.

Programarea experimentului s-a realizat utilizînd un model neliniar, în care funcția obiectiv are forma de mai jos:

$$y = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_{12}X_1X_2 + b_{11}X_1^2 + b_{22}X_2^2 \quad (1)$$

unde X_1 este reducerea relativă, %;
X_2 — temperatura de sfîrșit de laminare, °C.

Metoda implică determinarea mărimii factorilor de influență X_1, X_2, X_1X_2, X_1^2, X_2^2 pentru care funcția obiectiv are valori minime (HB sau adîncimea stratului decarburat).

Nivelurile de variație a parametrilor independenți sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Niveluri de variație a parametrilor independenți

Val.	X_1 [%]	X_2 [°C]
−1	5,45	—
−0,87	—	800
−0,5	9,09	—
0	12,72	830
+0,5	16,36	—
+0,87	—	860
+1	20	—
ΔX_1	7,22	34,5

În continuare este prezentată matricea programării necompoziționale (condițiile de experimentare și rezultatele obținute) (tab. 2).

Tabelul 2

Matricea programării necompoziționale

Exp.	X_0	X_1	X_2	X_1X_2	X_1^2	X_2^2	Y [HB]	Y [mm] strat decarburat
1	+1	−1	0	0	+1	0	446	0,15
2	+1	+1	0	0	+1	0	433	—
3	+1	+0,5	+0,87	0,43	+0,25	0,75	457	0,1
4	+1	+0,5	−0,87	−0,43	+0,25	0,75	412	0,13
5	+1	−0,5	+0,87	−0,43	+0,25	0,75	427	0,05
6	+1	−0,5	−0,87	+0,43	+0,25	0,75	425	—
7	+1	0	0	0	0	0	324	0,08
8	+1	0	0	0	0	0	234	—
	+1	0	0	0	0	0	237	0,1
10	+1	0	0	0	0	0	236	—

Determinarea funcției obiectiv se face parcurgînd etapele: calculul coeficienților ecuației de regresie; verificarea statistică a coeficienților; verificarea modelului [1], [3]; stabilirea ecuației modelului; verificarea ecuației (test Fisher); determinarea valorilor parametrilor independenți pentru care funcția obiectiv (duritate, strat decarburat) este minimă; decodificarea și aducerea modelului la forma standard.

În cazul în care funcția obiectiv determinată este duritatea, aceasta are ecuația :

$$Y = 229{,}75 + 13{,}63X_2 + 25X_1X_2 + 211{,}178\ X_1^2 + 197{,}581\ X_2^2 \qquad (2)$$

care adusă la forma canonică se prezintă astfel :

$$Y - 230{,}46 = 218{,}608X_1^2 + 190{,}151X_2^2, \qquad (3)$$

reprezentînd un paraboloid eliptic [4].

În figura 1 sînt prezentate proiecțiile în planul X_1X_2 ale elipselor rezultate din secționarea paraboloidului eliptic cu plane paralele cu planul X_1X_2, aflate la diferite valori ale lui Y (duritate).

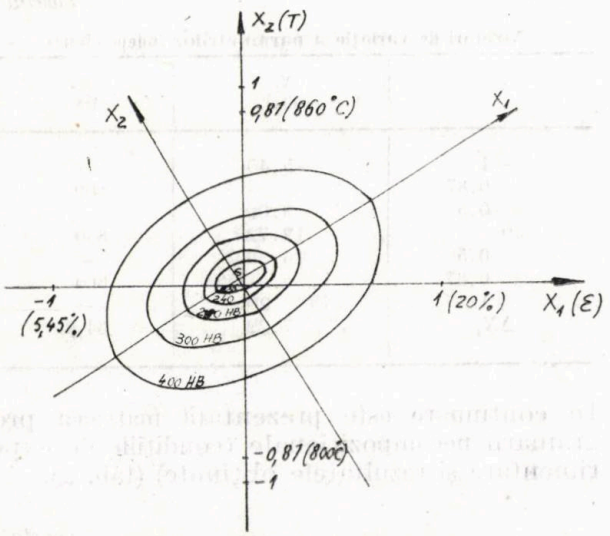


Fig. 1. Curbe de egală semnificație pentru duritate

Valorile parametrilor X_1 și X_2 care optimizează funcția obiectiv sînt coordonatele punctului S (fig. 1).

În cazul în care funcția obiectiv este stratul decarburat, se obține ecuația :

$$Y = 0{,}0801 - 0{,}0465\ X_1X_2 \qquad (4)$$

care adusă la forma canonică se prezintă astfel :

$$Y - 0{,}0801 = 0{,}0232X_1^2 - 0{,}0232X_2 \qquad (5)$$

reprezentînd un paraboloid hiperbolic [4].

În figura 2 sînt prezentate proiecțiile în planul X_1X_2 ale hiperbolelor rezultate din intersecția paraboloidului hiperbolic cu plane paralele cu planul X_1X_2, la diverse valori ale lui Y (strat decarburat).

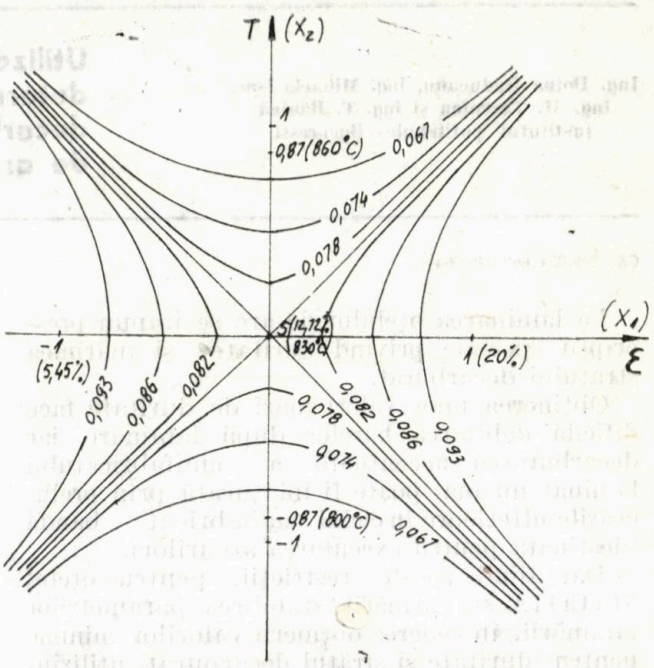


Fig. 2. Curbe de egală semnificație pentru stratul decarburat

Valorile parametrilor X_1 și X_2, care optimizează funcția obiectiv, sînt coordonatele punctului S (fig. 2).

Concluzii

— Din analiza ecuației 2 se constată că atît gradul de reducere (X_1), cît și temperatura (X_2) au influență asupra durității, atît separat cît și în interacțiune.

— Din analiza ecuației 4 se constată că are influență semnificativă asupra stratului decarburat numai interacțiunea între gradul de reducere (%) și temperatura (%).

— Coordonatele punctului S, care optimizează funcția obiectiv, pentru duritate și pentru strat decarburat, sînt $\varepsilon = 12{,}72\%$ și $T = 831{,}1$ °C. În oricare alt punct din sistemul de coordonate ε, T, valorile durității, respectiv adîncimii stratului decarburat, se obțin din figurile 1 sau 2.

— Trebuie făcută precizarea că modelul este valabil strict în limitele intervalelor de variație fixate pentru parametrii independenți.

BIBLIGRAFIE

[1] Taloi, D., Florian, E., Bratu, C. și Berceanu, E. *Optimizarea proceselor metalurgice*. București, Editura didactică și pedagogică, 1983, p. 76.

[2] Djonson, N. și Lion, F. *Statistika i planirovanie eksperimenta v tehnike i nauke*. Moscova, Mir, 1981, p. 242.

[3] Pèpe, P. *Presentation des Statistiques*. Paris, Dunod, 1959, p. 142.

[4] Udriște, C. *Algebră, geometrie și ecuații diferențiale*. București, Editura didactică și pedagogică, 1982, p. 139.

Prof. dr. ing. Tr. Dumitrescu
Universitatea din Galați

Orientări în fabricația și recondiționarea cilindrilor de sprijin pentru laminoarele de table groase și de benzi

CZ: 621.771.07

Cilindrii de lucru pentru laminarea la cald a benzilor și tablelor groase și pentru laminarea la rece a benzilor, importați în primii ani după intrarea în producție a laminoarelor, au fost asimilați și sînt fabricați în mod curent în R.S.R. [1], [2].

A rămas încă neasimilată tehnologia de execuție a cilindrilor de sprijin.

Explicația neasimilării acestor cilindri este legată de următoarele considerente:

— cilindrii de sprijin au dimensiuni mari și foarte mari, cei mai mulți fiind executați prin fretare;

— unii dintre aceștia, cei mai mari, sînt realizați prin turnare, cum sînt cilindrii de sprijin pentru unul din laminoarele de table groase.

Lipsa de experiență în tehnica execuției cilindrilor prin fretare și a cilindrilor foarte mari prin turnare a întîrziat rezolvarea fabricării cilindrilor de sprijin.

Din motivele arătate, întărite și de unele rezultate obținute în experimentări industriale efectuate pentru realizarea de cilindri fretați și de cilindri turnați, fabricația și comportarea în exploatare a cilindrilor de sprijin trebuie să fie abordate fără întîrziere de o manieră care să asigure cilindri cu caracteristici superioare.

În altă ordine de idei, este de notat că, de la intrarea în exploatare a laminoarelor, s-au acumulat foarte mulți cilindri uzați, atît de lucru cît și de sprijin, și că anual ies din exploatare foarte mulți cilindri de laminor.

Recondiționarea acestor cilindri și îndeosebi recondiționarea prin fretare constituie o problemă de mare importanță, atît din punct de vedere tehnic, cît și economic, în particular în condițiile actuale cînd se pune accentul pe reducerea importurilor, precum și a consumurilor de material și de energie.

Luînd în considerare cilindrii care se pot executa și recondiționa prin fretare, necesarul anual de cilindri de oțel forjat pentru laminarea la cald a benzilor și tablelor, stocul de cilindri uzați la finele anului 1984 și valoarea cilindrilor necesari anual, s-a stabilit că economia de valută care se poate realiza anual este foarte mare și justifică importanța problemei și din punct de vedere economic.

Este de notat că fretarea cilindrilor de sprijin este o soluție tehnologică consacrată, aplicată de majoritatea întreprinderilor de specialitate din străinătate. Această soluție poate fi luată în considerare și pentru alți cilindri care lucrează în condiții de temperatură moderată și în cazul cînd profilul și caracteristicile dimensionale permit fretarea. Astfel s-a luat în considerare posibilitatea fretării și la unii cilindri de lucru de la laminorul de benzi la cald și la unii cilindri verticali de la același laminor și de la laminorul slebing.

În principiu, fabricația cilindrilor de sprijin poate fi realizată prin tehnologii diferite.

Cilindrii de sprijin monobloc constituie o primă soluție tehnologică, care se va analiza sub aspectul posibilităților de aplicare.

Această soluție tehnologică nu presupune cunoașterea și stăpînirea tehnicii fretării și este abordabilă pentru fazele de elaborare oțel, turnare lingouri și forjare, la uzinele care pot realiza și prelucra la cald lingouri mari, pînă la 120 t, în particular uzinele dotate cu prese de

Fig. 1

60 MN, cu observația menținerii unor aspecte negative, de ordin tehnic și economic și anume:

— moștenirea defavorabilă a unei segregații majore foarte pronunțate, caracteristică inerentă a lingourilor mari; după cum se arată în figura 1, segregația majoră nu poate fi ignorată

în cazul lingourilor cu masa de 10 t și bine înțeles nici efectele negative asociate ;

— consumul ridicat de elemente de aliere, prin necesitatea de a folosi o singură calitate de oțel în întreaga masă a cilindrului.

Această soluție nu este însă aplicabilă în condițiile tehnicii actuale a tratamentelor termice clasice, întrucît nu este posibil a se realiza duritatea superficială, variația durității în adîncime, în stratul de la suprafață, și valorile proprietăților mecanice necesare în miez, ca urmare a masei mari a cilindrilor și, implicit, a cantității enorme de energie calorică care trebuie eliminată din cilindru și preluată de mediul de răcire cu viteze bine definite și convenabile.

Tehnica tratamentului termic superficial cu încălzire prin inducție nu este de asemenea aplicabilă, deoarece necesită instalații foarte mari, adevărate instalații mamut, care trebuie să susțină și să rotească cilindri pînă la 70 t, generatoare cu putere foarte mare pentru preîncălzire și pentru încălzire, instalații care în prezent nu sînt încă realizate pe plan internațional și a căror realizare presupune investiții foarte mari.

Chiar dacă în ultimii ani firme cu experiență în domeniu au proiectat și realizat o astfel de instalație, aceasta nu poate prezenta interes atîta timp cît nu va fi verificată pe perioade de lungă durată, de firme exportatoare de cilindri, din punct de vedere tehnologic și în ceea ce privește fiabilitatea.

Execuția cilindrilor de sprijin prin fretare apare ca o soluție tehnică optimă, din următoarele motive :

— pe plan mondial există experiență în acest domeniu ;

— miezul cilindrilor și freta se execută separat din lingouri relativ mici, în raport cu cele folosite pentru cilindrii monobloc, îndeosebi în cazul fretei, care are aproximativ o treime din masa cilindrului, lingoul va avea o segregație majoră mult atenuată ;

— miezul cilindrilor poate fi executat dintr-un oțel slab aliat, cu un grad de aliere redus, în limite care să asigure caracteristicile mecanice impuse ;

— freta, în condiții speciale de turnare, poate fi realizată din două oțeluri cu grade diferite de aliere, mai mare la exterior și mai mic la interior, cu o variație continuă a conținutului de elemente de aliere ;

— atît miezul cilindrilor, cît și freta se pot trata termic în condițiile tehnologiilor clasice, cu dotările existente sau cu completări de dotări, cu certitudinea realizării caracteristicilor mecanice impuse și cu evitarea crăpării pieselor ;

— freta fiind un cilindru cu grosimea de perete de 200—250 mm poate fi tratată termic în condiții care pot să asigure durități mari la suprafață, durități practic uniforme în secțiune sau chiar cu variație gradată pe grosimea peretelui ;

— s-au experimentat, cu rezultate pozitive, pe cilindrii verticali de la unul din laminoarele de benzi la cald, atît tehnologia de obținere a fretelor, cît și tehnologia de fretare [3]—[5].

Un mare avantaj de ordin economic al cilindrilor fretați este legat de faptul că aceștia pot fi recondiționați prin schimbarea fretei uzate și montarea unei frete noi, realizate în condiții tehnice similare.

Experiența industriilor dezvoltate arată că un miez poate fi fretat de 6—8 ori, după eventuale mici remedieri prin sudare ale fusurilor sau rozetelor [6], [7].

Avînd în vedere că masa fretei reprezintă o treime din masa cilindrului, se poate calcula consumul de cilindri fretați cu formula :

$$C_f = \frac{(k-1)M_c + 3M_c}{3 \cdot k \cdot P}$$

în care : C_f este consumul de cilindri fretați, kg/t de oțel laminat ;
k — numărul de fretări pe un miez ;
M_c — masa cilindrului, kg ;
P — producția de tablă pe fretă, t.

Producția de tablă pe fretă se consideră constantă, în ipoteza că fretele sînt similare calitativ.

În acest caz se obțin următoarele date :

k	1	2	3	4
C_f	$\frac{M_c}{P}$	$0{,}66\frac{M_c}{P}$	$0{,}55\frac{M_c}{P}$	$0{,}5\frac{M_c}{P}$
C_f	C_p	$0{,}66\ C_p$	$0{,}55\ C_p$	$0{,}5\ C_p$

5	6	7	8
$0{,}46\frac{M_c}{P}$	$0{,}44\frac{M_c}{P}$	$0{,}43\frac{M_c}{P}$	$0{,}41\frac{M_c}{P}$
$0{,}46\ C_p$	$0{,}44\ C_p$	$0{,}43\ C_p$	$0{,}41\ C_p$

$\frac{M_c}{P} = C_p$ (consumul cilindrilor monobloc sau cilindrilor fretați o singură dată).

În concluzie, consumul de cilindri poate fi micșorat, în cazul cilindrilor fretați, în funcție de numărul de frete folosite pe același miez, chiar cu 60% în raport cu consumul de cilindri nefretați sau fretați o singură dată.

Tehnologia de obținere a fretelor se poate aborda în două variante :

— din lingouri obișnuite prin refulare, găurire și forjare pe dorn, tehnologie aplicabilă pentru frete cu orice dimensiuni pe prese de minimum 60 MN ;

— din lingouri cave obținute prin turnare centrifugă, forjate pe dorn; această tehnologie poate fi aplicată chiar de uzine care au prese de 32,5 MN.

Această ultimă tehnologie are următoarele avantaje:

— permite obținerea prin turnare centrifugă a unor semifabricate fără segregație majoră, cu densitate și compactitate sporite;

— elimină operațiile de refulare și găurire la cald, care constituie condiții limită în cazul efectuării deformării plastice pe prese relativ mici; de exemplu, în cazul preselor de 32,5MN, pot fi refulate și găurite lingouri cu masa de cel mult 20 t;

— permite realizarea semifabricatelor turnate din două oțeluri cu grade diferite de aliere, implicit variația gradată a conținutului de elemente de aliere, un aspect economic de importanță deosebită în conjuncturа economică actuală în care economisirea de elemente de aliere scumpe și deficitare este un imperativ.

Dacă sarcina fabricației cilindrilor fretați revine cu claritate întreprinderilor constructoare de mașini specializate sau în curs de specializare, cea a recondiționării cilindrilor prin fretare este discutabilă, în primul rînd din punct de vedere economic. Această activitate ar putea fi preluată de întreprinderile constructoare de mașini numai în cazul cînd ar primi de la combinatele siderurgice cilindrii fretați uzați ca fier vechi aliat și ar revinde combinatelor siderurgice cilindrii recondiționați ca produse noi. Însă, pentru combinatele siderurgice, colaborarea cu întreprinderile constructoare de mașini ar putea să prezinte interes în cazul cînd ar primi fretele în stare finită și ar executa fretarea în cadrul combinatelor, soluție nestimulatoare pentru colaboratori.

În această situație, recondiționarea cilindrilor de sprijin prin fretare poate fi realizată în condiții de rentabilitate numai de combinatele siderurgice, care ar obține pe această cale și o independență în asigurarea laminoarelor cu cilindrii necesari.

Este de notat însă că în combinatele siderurgice există condiții tehnice numai pentru realizarea recondiționării cilindrilor ale căror frete pot fi executate prin prelucrarea unor lingouri cu masa maximă de 20 t, întrucît secțiile forjă sînt dotate cu prese de maximum 32,5 MN.

În această situație, singura tehnologie care ar putea fi luată în considerare pentru execuția tuturor fretelor necesare pentru recondiționarea cilindrilor de sprijin, în lumina celor prezentate anterior, este cea care are ca punct de plecare lingourile cave executate prin centrifugare.

Centrifugele ar urma să fie instalate în oțelăriile electrice actuale sau eventual în oțelării electrice noi cu o dotare specifică, care ar avea obiectivul de a furniza lingouri exclusiv pentru secțiile forje.

În țară există experiență în proiectarea de centrifuge și în ultimul timp a fost abordată proiectarea de centrifuge pentru cilindri mari din fontă cu masa pînă la 65 t.

Această experiență poate fi preluată, eventual dezvoltată și îmbunătățită, și pentru execuția de lingouri cave din oțel pentru execuția de frete prin forjare pe dorn.

Această experiență poate fi preluată atît de întreprinderea producătoare de cilindri de sprijin, cît și de combinatele siderurgice pentru recondiționarea cilindrilor uzați.

Pe baza unui plan comun pentru fabricația și recondiționarea cilindrilor de sprijin, acțiuni care nu trebuie să fie separate, se va putea să se soluționeze această problemă importantă atît din punct de vedere tehnic, cît și economic, în următorii ani.

Reușita acestei acțiuni este garantată de experiența care s-a acumulat în domeniul fabricației cilindrilor de lucru pentru laminarea tablelor groase și benzilor la cald și la rece, precum și în legătură cu tehnologia experimentală de recondiționare a cilindrilor prin fretare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dumitrescu, Tr., Chibac, S., Turceanu, M. și Dudu, Gh. *Cercetări privind realizarea de cilindri mici pentru laminare la rece.* Buletinele I.C.T.C.M., București, 1970, 1971, 1972, 1973.

[2] Dumitrescu, Tr., Chibac, S., Turceanu, M. și Dudu, Gh. *Cercetări privind stabilirea tehnologiei de elaborare, forjare și tratamente termice pentru execuția cilindrilor de laminare la rece pentru C. S. Galați.* Buletinele I. C. S. I. T. P. S. C., București, 1972, 1973, 1974.

[3] Dumitrescu, Tr., Chibac, S., Turceanu, M. și Ivănescu, A. *Cercetări privind recondiționarea cilindrilor de laminor prin fretare.* Studiu și tehnologie, Buletinul Universității din Galați, 1980.

[4] Dumitrescu, Tr., Chibac, S., Ivănescu, A. și Turceanu, M. *Cercetări cu privire la recondiționarea cilindrilor de laminor prin fretare.* Buletinul Universității din Galați, 1982.

[5] Polukin, P. S., Nicolaev, V.A. și Polukin, J. V. *Oportunitatea tehnico-economică a utilizării cilindrilor de laminor fretați.* În: Stali, U.R.S.S., nr. 1, 1983, p.24–30.

[6] Crudu, I., Constantin, Viorica și Constantin, E. *Recondiționarea cilindrilor de laminor prin metoda fretării hidrostatice a tăbliei.* Buletinul Universității din Galați, 1982.

[7] Suaceev, I., Ovsiuc, I. și alții. *Cilindri pentru profile combinate cu strat de compensație.* În: Stali, U.R.S.S., nr. 10, 1982, p. 40–41.

Cercetări privind formarea aderențelor mecanice la piesele turnate

Ing. Teodora Săbău
Institutul politehnic — București

CZ: 621.81:658.562

Natura proceselor fizico-chimice care se desfășoară la turnarea aliajelor în forme din amestec între fazele în contact este determinată în principal de proprietățile formei și aliajului care se toarnă, avînd ca rezultat final formarea aderențelor.

În literatura de specialitate există diferite denumiri pentru defectul de turnare numit „aderență", cum ar fi: „penetrare", „arsură", „metalizare", „mineralizare" etc.

Pînă în prezent s-au formulat mai multe ipoteze cu privire la mecanismul apariției aderențelor, cum ar fi:

— pătrunderea aliajului are loc sub formă oxidică, interacționînd apoi cu pelicula de liant;

— la temperaturi ridicate apar carbonili stabili, care se descompun ulterior în zonele mai reci ale formei.

Ipotezele avansate redau numai parțial desfășurarea complexă a fenomenului de formare a aderenței.

Luînd în considerare influența comună a parametrilor fizici, chimici și fizico-chimici, se poate aprecia că pot fi date explicații acceptabile complicatelor interdependențe legate de apariția aderențelor.

Materialele de formare folosite la obținerea pieselor turnate reprezintă amestecuri de componente granulare refractare, lianți și alte adaosuri, prezentînd o structură capilar-poroasă.

Cunoașterea legităților pătrunderii aliajelor în porii formei este necesară pentru stabilirea corectă a compoziției chimice și granulometrice a materialului de formare.

La turnarea materialului metalic lichid, asupra formei din amestec se manifestă forța de lovire a jetului și presiunea metalostatică, sub acțiunea cărora se inițiază pătrunderea mecanică a aliajului în porii formei, pătrundere limitată de evoluția cîmpului de temperatură din formă și de presiunea capilară. Date bazate pe considerații teoretice și experiența practică arată că, în sistemul nisip cuarțos-argilă, atît scăderea dimensiunii granulelor de nisip, cît și creșterea gradului de îndesare a amestecului de formare conduc la creșterea presiunii metalostatice necesare inițierii pătrunderii aliajului în porii formei, adică la creșterea *presiunii critice*.

Presiunea critică p_{cr} este dată de relația:

$$p_{cr} = \frac{2\sigma \cos \theta}{r}$$

în care: σ este tensiunea superficială a aliajului;
θ — unghiul de umectare;
r — raza porului capilar.

Scopul lucrării de față a fost de a stabili valoarea unghiului de umectare θ în condiții care să reproducă cît mai fidel umectarea dintre aliaj și materialul formei de turnare.

Determinările au fost efectuate pe o instalație de măsurare a tensiunii superficiale.

S-a folosit metoda de investigare la temperatură ridicată cunoscută sub numele de „metoda picăturii așezate", întrebuințînd diferite materiale de formare ca nisip cuarțos, șamotă, cro-

Tabelul 1

Timpul de menținere, min	Natura suportului întrebuințat	Temperatura, °C	Unghiul de umectare, Θ	Tensiunea superficială măsurată pe suport de alumină, $\sigma \times 10^3$ J/m²	Tensiunea de adeziune, $W_a \times 10^3$ J/m²	Presiunea critică capilară pentru granulația		
						0,16 mm p_{cr_1}(N/m²) pentru r capilar$_1$ = = 0,008 mm	0,4 mm p_{cr_2}(N/m²) pentru r capilar$_2$ = = 0,031 mm	0,63 mm p_{cr_3}(N/m²) pentru r capilar$_3$ = = 0,046 mm
10	alumină	1530	132,5	1 483	481	—	—	—
10	nisip cuarțos	1530	115	1 483	866	158 482	40 898	27 562
10	șamotă	1530	147	1 483	239	322 597	83 251	56 103
10	magnezită	1600	127,5	1 498	586	227 981	58 833	39 648
10	cromit	1540	120	1 425	701	175 250	45 225	30 478
10	cromomagnezită	1530	135	1 460	430	259 861	67 061	39 007
10	nisip de zircon	1540	122	1 467	624	176 065	45 419	30 620

momagnezită, zircon, pentru confecționarea suporților probelor. În paralel s-au efectuat determinări ale tensiunii superficiale a materialului metalic investigat, OT-50, avînd drept suport plăcuțe confecționate din alumină.

Instalația experimentală cuprinde : ansamblul optic pentru vizualizarea și fotografierea de adeziune, au fost măsurați pe înregistrarea fotografică.

Rezultatele experimentale prezentate se referă la probele menținute timp de 10 min la temperatura indicată în tabelul 1.

Variațiile constatate la calculul tensiunii superficiale sînt datorate următoarelor cauze : con-

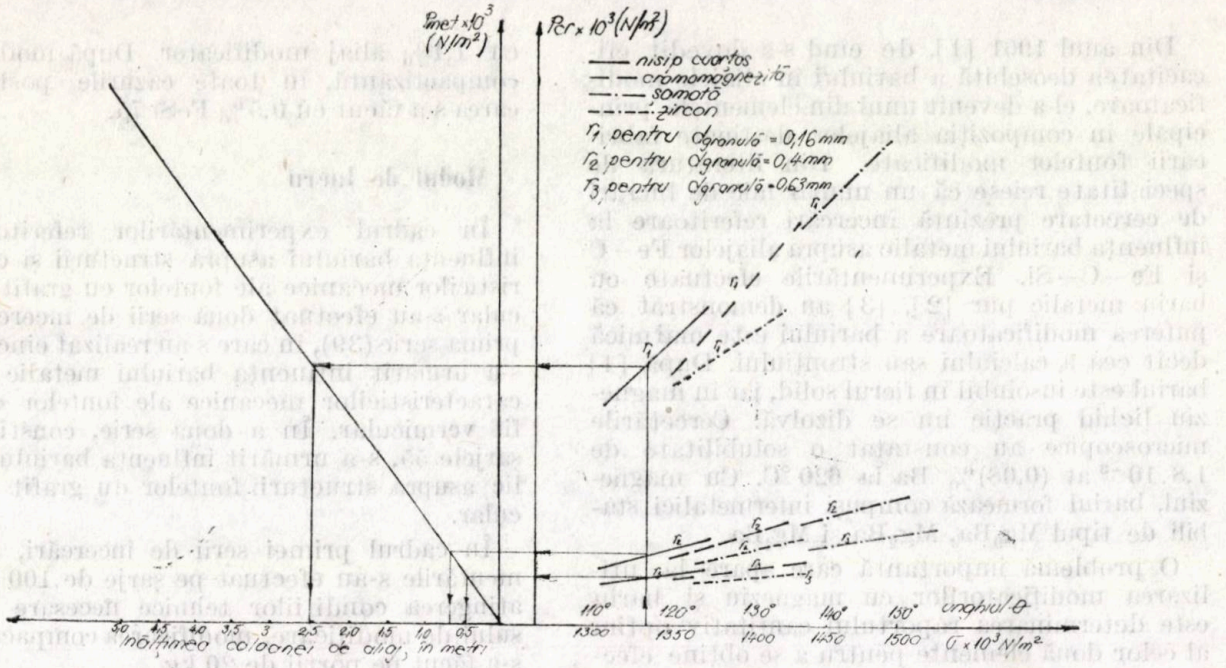


Fig. 1. Nomogramă pentru stabilirea unei corelații între presiunea critică de pătrundere și presiunea metalostatică

picăturii, agregatul de realizare a vidului și a atmosferei inerte și cuptorul pentru realizarea temperaturilor înalte (max. 1 650 °C).

Probele metalice din oțel OT-50 au fost realizate prin prelucrare mecanică sub forma unor pastile cu diametrul de 8 mm și înălțimea de 5 mm.

Suporții pentru probele metalice au fost obținuți din materialele refractare specificate anterior, folosind diferite granulații, de 0,16, 0,4 și 0,63 mm, iar ca liant, silicatul de sodiu.

Probele au fost menținute la temperaturi de 1 530, 1 540 și 1 550 °C și timpi variabili 10, 15 și 20 min, la care s-a făcut înregistrarea pe pelicula fotografică.

Unghiul θ de umectare, precum și ceilalți parametri geometrici ai picăturii, necesari pentru calculul tensiunii superficiale și al tensiunii ținutului de 0,4% Si din probă cu efect de dezoxidare ; conținutului scăzut de carbon din probă ; temperaturii ridicate din incinta cuptorului și presiunii scăzute realizate, de cca 10 ori mai mică decît cea atmosferică.

Nomograma prezentată în figura 1, realizată pe baza datelor prezentate în tabelul 1, permite stabilirea unei corelații între presiunea critică de pătrundere și presiunea metalostatică (factor tehnologic impus de configurația piesei turnate) care conduc la precizarea condițiilor limită sub care nu apare pătrunderea mecanică, în strînsă legătură cu comportarea materialului formei, tipul de aliaj care se toarnă și temperatura de turnare a acestuia.

Influența bariului metalic asupra structurii și proprietăților fontelor cu grafit vermicular

Ing. L. Dinescu, tehn. C. Crăciunescu, tehn. V. Patras și tehn. K. Haltrich
I. C. S. I. T. P. S. C. — București

CZ: 669.131.7:539.4/.5

Din anul 1961 [1], de cînd s-a dovedit eficacitatea deosebită a bariului în aliajele modificatoare, el a devenit unul din elementele principale în compoziția aliajelor destinate fabricării fontelor modificate. Din literatura de specialitate reiese că un număr mic de lucrări de cercetare prezintă încercări referitoare la influența bariului metalic asupra aliajelor Fe—C și Fe—C—Si. Experimentările efectuate cu bariu metalic pur [2], [3] au demonstrat că puterea modificatoare a bariului este mai mică decît cea a calciului sau stronțiului. După [4] bariul este insolubil în fierul solid, iar în magneziu lichid practic nu se dizolvă. Cercetările microscopice au constatat o solubilitate de $1{,}8.10^{-3}$ at (0,08)% Ba la 620 °C. Cu magneziul, bariul formează compuși intermetalici stabili de tipul Mg_9Ba, Mg_2Ba și Mg_4Ba.

O problemă importantă care apare la utilizarea modificatorilor cu magneziu și bariu este determinarea raportului cantitativ optim al celor două elemente pentru a se obține efectul dorit.

Dat fiind lipsa rezultatelor experimentale referitoare la influența bariului metalic în aliajele modificatoare clasice, s-a încercat întocmirea unui studiu comparativ privind influența acestuia asupra structurii și caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit vermicular.

Condiții de experimentare

Elaborarea fontei necesare experimentărilor s-a făcut într-un cuptor cu inducție la frecvența de 2 500 Hz, cu capacitatea de 100 kg. Ca materie primă s-a folosit fontă brută de înaltă puritate și oțel deșeu. După topirea și corectarea compoziției chimice, fonta a fost supraîncălzită la 1 520—1 600 °C și menținută la această temperatură 10 min.

Ca aliaje modificatoare compactizante, s-au folosit aliaje de tipul FeSiCaMgTiCe, cu compoziția chimică: 55% Si; 4,4% Ca; 4,0% Mg; 2,29% Al; 7,6% Ti; 0,5% Ce; Fe rest și FeSiMg cu 7% Mg.

În vederea obținerii unor șarje cu conținuturi diferite de bariu, s-au adăugat bariu metalic și aliaj de tip FeSiBa cu 16% Ba, în amestec mecanic cu aliaj modificator compactizant.

Modificarea compactizantă s-a făcut prin metoda Trigger la temperaturi de 1 400—1 500 °C cu 1,1% aliaj modificator. După modificarea compactizantă, în toate cazurile postmodificarea s-a făcut cu 0,5% FeSi 75.

Modul de lucru

În cadrul experimentărilor referitoare la influența bariului asupra structurii și caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit vermicular s-au efectuat două serii de încercări. În prima serie (39), în care s-au realizat cinci șarje, s-a urmărit influența bariului metalic asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit vermicular. În a doua serie, constînd din șarjele 55, s-a urmărit influența bariului metalic asupra structurii fontelor cu grafit vermicular.

În cadrul primei serii de încercări, experimentările s-au efectuat pe șarje de 100 kg. La atingerea condițiilor tehnice necesare procesului de modificare, modificarea compactizantă s-a făcut pe porții de 20 kg.

În cea de-a doua serie de experimentări, aceeași cantitate de bariu metalic 0,16% a fost introdusă în fonta lichidă în amestec mecanic cu FeSiCaMgTiCe sau cu ajutorul unui clopot, după terminarea reacției de modificare. La șarja 55.2 aceeași cantitate de bariu 0,16% a fost introdusă cu ajutorul unui aliaj de tipul FeSiBa în amestec mecanic cu FeSiCaMgTiCe.

Pentru determinarea influenței creșterii procentului de magneziu în aliajul modificator, la aceeași cantitate de bariu metalic introdus, asupra structurii fontelor, în cadrul șarjei 55.3, s-a folosit un aliaj de tipul FeSiMg cu 7% Mg.

Cantitatea de fontă modificată în cadrul celei de-a doua serii de încercări a fost de 100 kg.

Modificarea grafitizantă (postmodificarea) s-a făcut în toate cazurile în aceeași oală, după îndepărtarea atentă a zgurei. Pentru asimilarea completă a postmodificatorului, acesta a fost amestecat cu fonta lichidă cu ajutorul unei vergele metalice din oțel.

Pe tot parcursul experimentărilor au fost menținute constante atît temperatura fontei lichide rămase în cuptor, cît și cea de turnare.

Din fiecare șarjă s-au turnat bare cu diametrul de 25 mm (proba Lynchburg) pentru aprecierea structurii și determinării caracteristicilor mecanice. Pentru trasarea curbelor de răcire s-a folosit un aparat înregistrator Tectip.

Proporția de grafit vermicular s-a determinat după scara etalon, propusă de I.C.S.I.T.P.S.C [5]. Grosimea și lungimea separărilor de grafit vermicular s-au determinat prin măsurarea fiecărei particule în parte, valoarea reprezentînd media măsurătorilor.

Rezultatele obținute

Din punct de vedere al compoziției chimice, șarjele de fontă cu grafit vermicular experimentate sînt de tip hipoeutectic, avînd gradul de saturație în carbon de 0,83.

Modul de introducere a aliajelor modificatoare, a cantității de bariu adăugat, precum și structura și caracteristicile mecanice obținute sînt prezentate în tabelul 1.

nea a crescut numărul de noduli de grafit pe unitatea de suprafață (7 Nn/mm²).

Creșterea în continuare a proporției de bariu metalic adăugat se pare că nu are o influență deosebită asupra separărilor de grafit. De menționat o creștere a grosimii separărilor de grafit vermicular de la 8,5 μm, valoare obținută în cazul adăugării unei cantități de 0,02% Ba, la 15 μm atunci cînd s-a adăugat 0,16% Ba.

De asemenea trebuie reținută creșterea proporției de grafit vermicular în structură, la adăugarea bariului metalic aliajului compactizant.

Aspectul metalografic al șarjelor fără bariu metalic și cu 0,16% Ba metalic se prezintă în figura 1.

Tabelul 1

Structura și caracteristicile mecanice ale șarjelor experimentale

Nr. șarjei	Tipul aliajului compactizant	Modul de introducere a bariului	Bariu introdus, %	Structura *		Caracteristici mecanice **			
				GV, %	Repartiția separărilor de grafit	R_m, N/mm²	$R_{0,2}$, N/mm²	A, %	*HB*
39.0	FeSiCaMgTiCe	—	0,0	55	—	403	ND	1,4	212
39.1	idem	amestec mecanic	0,02	66	—	449	437	1,4	189
39.2	idem	idem	0,04	82	—	454	ND	1,2	188
39.3	idem	idem	0,08	82	—	461	447	2,3	200
39.4	idem	idem	0,16	82	—	502	449	1,4	206
55.0	FeSiCaMgTiCe	amestec mecanic	0,16	—	GrE	—	—	—	—
55,1	idem	clopot	0,16	—	GrD ;GrE	—	—	—	—
55.2	idem	FeSiBa	0,16	82	—	—	—	—	—
55.3	FeSiMg	amestec mecanic	0,16	72	—	—	—	—	—

* *GV* — proporții de grafit vermicular;
** — valorile reprezintă media a cel puțin două probe

Analiza metalografică și măsurătorile efectuate în cazul șarjei 39 au evidențiat faptul că în cazul fonteloc cu grafit vermicular prezența bariului în modificator influențează modul de germinare și creștere a separărilor de grafit.

La șarjele la care nu s-a adăugat bariu metalic (39.0), lungimea separărilor de grafit vermicular a fost de 10—40 μm, iar grosimea lor, de 5—7 μm, avînd gradul de compactitate a grafitului vermicular exprimat prin raportul dintre lungimea și grosimea de 4,1. Numărul separărilor de grafit nodular pe unitatea de suprafață este de 3—4 Nn/mm², iar diametrul, de 25 μm. Proporția de grafit vermicular în structura acestei șarje a fost de 55%.

La adăugarea bariului metalic se schimbă valorile dimensionale ale separărilor de grafit. Astfel la 0,02% Ba adăugat, lungimile separărilor de grafit vermicular au crescut la valori de 70—125 μm, grosimile de 6—11 μm, iar diametrul nodulilor la 25—60 μm. De asemenea

Influența exercitată de bariul metalic asupra masei metalice a fontelor cu grafit vermicular în această serie de experimentări nu a fost clară.

Desigur că schimbările structurale provocate de modificare duc la variații ale proprietăților mecanice. Efectul cantității de bariu metalic adăugat aliajului modificator compactizant asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit vermicular rezultă din figura 2, alcătuită cu datele prezentate în tabelul 1.

Se observă că adăugarea și creșterea proporției de bariu metalic au condus la creșterea rezistenței de rupere la tracțiune de la 403 N/mm², valoare obținută la șarja de referință, la 502 N/mm² la adăugarea unei cantități de 0,16% Ba. De asemenea limita de curgere a fontelor cu grafit vermicular a crescut de la 437 N/mm², valoare obținută la adăugarea unei cantități de 0,02% Ba, la 449 N/mm² la 0,16% Ba.

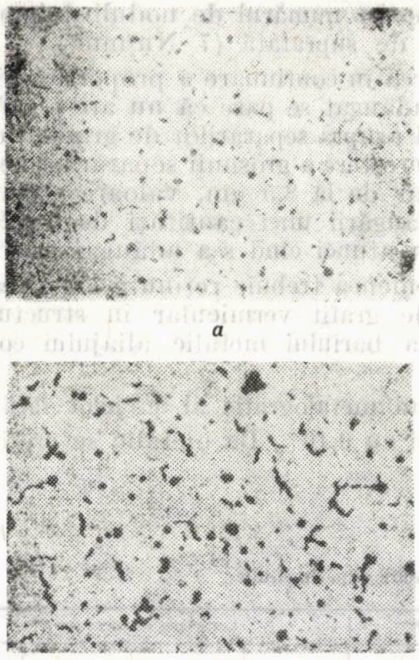


Fig. 1. Influența cantității de Ba adăugat modificatorului compactizant asupra separărilor de grafit:
a) fără bariu (șarja 39.0) ×200;
b) cu 0,16% Ba (șarja 39.4)× 200

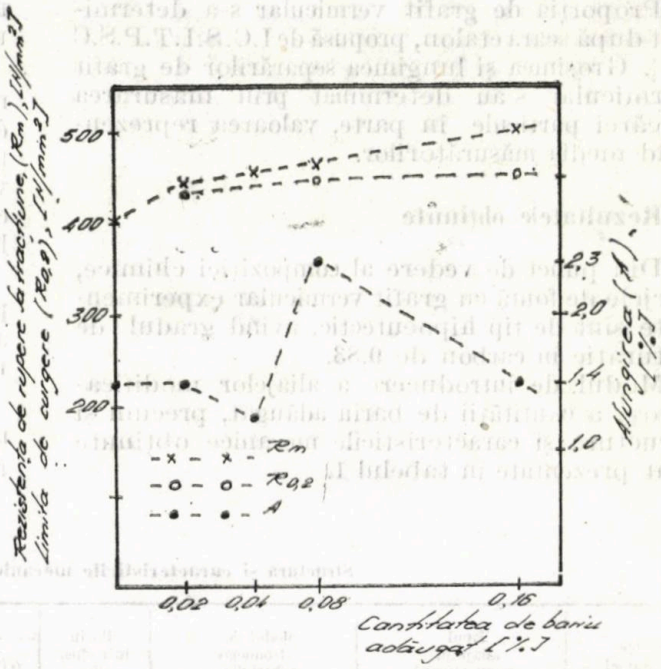


Fig. 2. Variația caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit vermicular din prima serie de experimentări, în funcție de bariul adăugat

Introducerea bariului metalic nu a afectat semnificativ valorile alungirii și durității șarjelor.

O concluzie ce s-ar putea desprinde la prima serie de experimentări este aceea că introducerea bariului metalic în amestec cu aliajul compactizant FeSiCaMgTiCe nu afectează negativ structura și caracteristicile mecanice ale fontelor cu grafit vermicular. Trebuie amintit faptul că modificarea s-a făcut pe porții de 20 kg.

În cazul cînd s-a trecut la modificarea unor cantități de 100 kg fontă lichidă, s-a observat că introducerea a 0,16% Ba metalic în amestec cu 1,1% FeSiCaMgTiCe a condus la obținerea grafitului interdendritic. Această observație a stat la baza programului de experimentări din cea de-a doua serie de încercări. Rezultatele acestor experimentări sînt prezentate în tabelul 1.

Din datele prezentate se observă că, atunci cînd bariul metalic s-a adăugat sub formă de amestec mecanic sau cu ajutorul clopotului, în structură s-a obținut grafit interdendritic neorientat (Gr. D) și orientat (Gr. E), cu perlita sub formă de rețea. Nu s-a observat intensificarea reacției de modificare atunci cînd bariul s-a adăugat sub formă de amestec. În schimb, la introducerea lui cu ajutorul clopotului, reacția cu fonta lichidă a fost de o violență asemănătoare reacției pe care o dă magneziul.

În cazul cînd aceeași cantitate 0,16% Ba s-a introdus cu ajutorul unui aliaj de tip FeSiBa, tot sub formă de amestec mecanic, structura șarjelor turnate a fost alcătuită din 82% grafit vermicular și 18% nodular.

Masa de bază a fost perlito-feritică, cu o distribuție uniformă pe suprafață.

În dorința de a crește proporția de magneziu la aceeași cantitate de bariu, s-a folosit ca aliaj compactizant un aliaj de tip FeSiMg cu 7% Mg. În acest caz, așa cum se poate observa din datele prezentate în tabelul 1, proporția de grafit vermicular în structură a scăzut la 72% în favoarea celui nodular (28%).

În figura 3 se prezintă curbele de răcire ale probelor turnate. În cazul șarjei 39.4, se observă că introducerea a 0,16% Ba metalic, în cazul modificării unor cantități de 20 kg fontă lichidă, a dus la obținerea unei subrăciri la cristalizarea primară de 2 °C, temperatura de subrăcire fiind de 1 146 °C.

În cazul introducerii unei cantități similare de bariu metalic, însă la o cantitate de 100 kg fontă lichidă (șarja 55.1), se observă pe curba de răcire o micșorare a gradului de subrăcire la 1 °C, cu o temperatură de subrăcire de 1 155 °C.

În cazul șarjei 55.2, la care bariul a fost introdus sub formă de FeSiBa, alura curbei de răcire și valorile obținute sînt similare cu cele obținute în cazul șarjei 39.4.

Acest lucru a confirmat rezultatele obținute la analiza metalografică, ambele șarje avînd aceeași proporție de grafit vermicular și aceeași masă metalică (tab. 1).

Creșterea proporției de magneziu în aliajul modificator compactizant în amestec cu 0,16% Ba metalic a condus la obținerea unui grad de

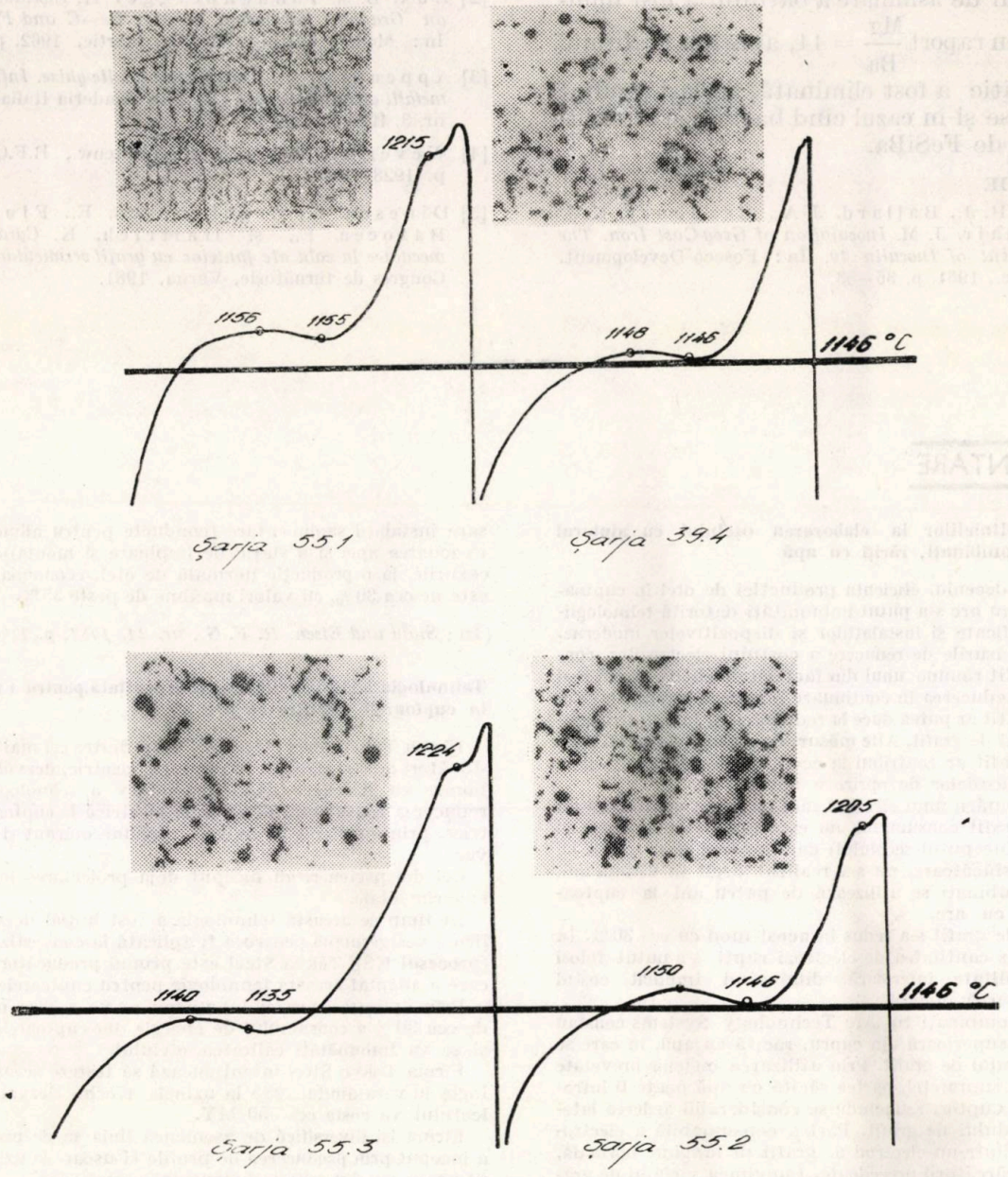


Fig. 3. Curbele de răcire corespunzătoare fontelor cu grafit vermicular în funcţie de condiţiile de introducere a bariului

subrăcire de 5 °C, cu temperatura de subrăcire de 1 135 °C.

Obţinerea unui grad de subrăcire mai ridicat faţă de şarjele anterioare se datoreşte unei proporţii mai mari de grafit nodular în structură (28%).

Concluzii

Din experimentările efectuate a rezultat, în primul rînd, că introducerea bariului în aliajele modificatoare destinate fabricării fontelor cu grafit vermicular conduce la îmbunătăţirea structurii şi, implicit, a caracteristicilor mecanice ale acestora.

Însă modul de introducere a bariului în fonta lichidă destinată modificării este deosebit de important.

Rezultatele obţinute au confirmat că, datorită compuşilor intermetalici stabili, care se formează între magneziu şi bariu, există un raport optim al celor două elemente la care ele pot să-şi exercite rolul de componente modificatoare într-un aliaj.

În cazul introducerii bariului metalic în amestec cu un aliaj modificator care conţinea 4% Mg, deci la un raport $\frac{Mg}{Ba} = 25$, în structura şarjelor turnate s-a obţinut grafit interdendritic. Excepţie au făcut şarjele de 20 kg, la care, datorită cantităţilor mici de fontă supusă modifi-

cării, gradul de asimilare a bariului a fost diminuat. La un raport $\frac{Mg}{Ba} = 44$, apariția grafitului interdendritic a fost eliminată, același rezultat obținîndu-se și în cazul cînd bariul s-a introdus sub formă de FeSiBa.

BIBLIOGRAFIE

[1] Webb, R. J., Ballard, J. A., Bradbury, K. J. și Macnair, J. M. *Inoculation of Grey Cast Iron. The Development of Inoculin 10.* În: Foseco Development, nr. 7, dec., 1961, p. 36—53.

[2] Lux, B. și Tannenbergger H. *Inoculation Effect on Graphite Formation in pure Fe—C and Fe—C—Si.* În: Modern Castings, Anglia, martie, 1962, p. 57—79.

[3] Appendino, P. *Inoculazione delle ghise. Influenza dei metalli alcalinio-terrosi.* În: La Fonderia Italiana, Italia, nr. 3, 1969, p. 89—99.

[4] Wever, F. În: Arch. Eisenhütenw., R.F.G., nr. 2, p. 1928—1929.

[5] Dinescu, L., Crăciunescu, E., Florica C., Bazocea, E., și Haltrich, K. *Caracteristicile mecanice la cald ale fontelor cu grafit vermicular.* Al 48-lea Congres de turnătorie, Varna, 1981.

DOCUMENTARE

Scăderea cheltuielilor la elaborarea oțelului cu ajutorul electrozilor combinați, răciți cu apă

În ultimul deceniu, eficiența producției de oțel în cuptoarele electrice cu arc s-a putut îmbunătăți datorită tehnologiilor noi, modificate și instalațiilor și dispozitivelor moderne.

Cu toate măsurile de reducere a costului electrozilor, consumul de grafit rămîne unul din factorii de cheltuieli cei mai importanți. Reducerea în continuare a arderii laterale a electrozilor de grafit ar putea duce la reducerea la jumătate a consumului actual de grafit. Alte măsuri de evitare a ruperii electrozilor de grafit ar contribui la economisirea de grafit și la scurtarea perioadelor de oprire a cuptoarelor.

Ideea combinării unui electrod metalic răcit cu apă, cu un electrod de grafit consumabil, nu este nouă (s-a brevetat în Germania la începutul secolului) dar punerea în practică, cu rezultate satisfăcătoare, nu s-a realizat decît în ultimii ani. Electrozii combinați se utilizează de patru ani la cuptoarele electrice cu arc.

Consumul de grafit s-a redus în acest mod cu cca 30 %. În plus, s-a redus cantitatea de electrozi rupți, s-a putut folosi grafit de calitate inferioară, diminuînd implicit costul electrozilor pentru oțelării.

Electrozii combinați tip Arc Technology Systems constau dintr-o parte superioară din cupru, răcită cu apă, în care se fixează electrodul de grafit. Prin utilizarea inelelor brevetate de protecție a suprafeței, partea răcită cu apă poate fi introdusă adînc în cuptor, reducîndu-se considerabil arderea laterală a electrodului de grafit. Partea consumabilă a electrodului constă dintr-un electrod de grafit de lungime normală, plus vîrful încărcăturii precedente. Lungimea vîrfului de grafit variază, fiind în mod normal de cca 800 mm. Lungimea porțiunii răcite cu apă este în funcție de dimensiunea cuptorului.

Această nouă tehnologie se aplică în prezent la cuptoare, în Europa și Japonia. Pentru aplicarea tehnologiei sînt necesare instalații suplimentare (conducte pentru alimentarea și evacuarea apei și o stație de îmbinare și montaj). În toate cazurile, la o producție normală de oțel, economia de grafit este de cca 30 %, cu valori maxime de peste 35 %.

(În: *Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 21, 1984, p. 1102*)

Tehnologia Klöckner-CRA va fi dezvoltată pentru a fi utilizată la cuptoarele electrice cu arc

Firma Tokyo Steel Mfg. Co., unul dintre cei mai mari producători de oțel elaborat în cuptorul electric, dezvoltă în colaborare cu Klöckner-CRA Technology o tehnologie pentru reducerea consumului de energie electrică la cuptoarele electrice, prin insuflarea de oxigen, cărbune mărunt și piatră de var.

Cei doi parteneri au început deja proiectarea instalațiilor experimentale.

În timp ce această tehnologie a fost inițial dezvoltată de firma vestgermană pentru a fi aplicată la convertizoarele LD (procesul KS), Tokyo Steel este primul producător din lume care a adoptat această tehnologie pentru cuptoarele electrice.

Prin aplicarea acestei tehnologii se va realiza o reducere de cca 30 % a consumului de energie din cuptoarele electrice și se va îmbunătăți calitatea oțelului.

Firma Tokyo Steel intenționează să testeze această tehnologie în vara anului 1985 la uzinele Kochi. Dezvoltarea proiectului va costa cca 500 MY.

Firma își diversifică de asemenea linia sa de produse. Ea a început prin producerea de profile H ușoare la uzinele Okayama și va diversifica dimensiunile profilelor.

Firma va începe de asemenea producția de bare din oțel nealiat la uzinele Takamatsu. S-a început deja laminarea experimentală a oțelurilor late la uzinele Senju.

(În: *Steel Times International, Anglia, nr. 4, 1984, p. 10*)

Dr. ing. T. Dulămiță, dr. ing. Simona Zamfir, ing. Valerica Suciu, ing. R. Șaban, ing. M. V. Suciu și ing. Gh. Orosz
Institutul politehnic — București

Caracteristici structurale, tehnologice și de exploatare ale unor aliaje tip AlSiCuMgNi, turnate și deformate plastic

CZ : 669.2/.8.018

Pistoanele motoarelor cu injecție directă sînt supuse unor solicitări multiple, datorită condițiilor de lucru deosebit de severe (viteze, presiuni și temperaturi ridicate). În ultimii zece ani se constată o creștere importantă a presiunii medii efective și a puterii specifice pe unitatea de suprafață de piston, aceasta conducînd la solicitări suplimentare în pistoane.

Pe plan mondial se constată utilizarea în special a aliajelor complexe din grupa Al—Si și mai rar a aliajelor Al-Cu sau Al-Cu-Mn, datorită coeficientului de dilatare termică mai ridicat.

Aliajele pentru pistoane trebuie să se caracterizeze prin rezistență la întindere și duritate bună la temperaturi de pînă la 300 °C, printr-un coeficient de dilatare termică mic, prin stabilitate dimensională, greutate specifică mică și, în final, prin proprietăți de turnare bune. Aliajele grupei Al—Si, cu adaosuri adecvate de elemente de aliere, îndeplinesc aceste cerințe.

În lucrarea de față autorii își propun caracterizarea aliajului AlSi12CuMgNi cu scopul stabilirii tehnologiei optime de tratament termic, în vederea realizării complexului de caracteristici de exploatare impus.

Materiale și metodica de cercetare

Cercetările experimentale au fost efectuate pe aliaje AlSiCuMgNi, a căror compoziție chimică este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția chimică a aliajelor AlSiCuMgNi

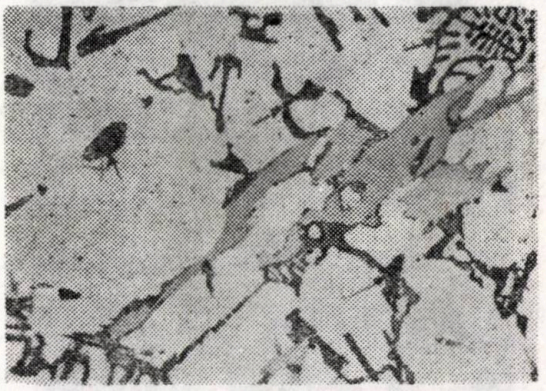
Șarjă	Elemente de aliere						Observații
	Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Mn	
„a"	11,58	1,1	0,81	0,5	0,62	0,6	Fe mai mult
„b"	11,21	1,1	0,91	0,93	0,84	0,05	Mn mai puțin
„c"	11,57	1,8	0,92	1,02	1,11	0,27	Fe mai mult
„d"	12,10	1,2	1,00	0,92	0,58	0,27	

Aliajul „*d*" din tabelul 1 are compoziția aliajului standardizat AlSi12CuMgNi, STAS 201/1971; celelalte aliaje au conținutul în fier sau mangan diferit de limitele prevăzute în standard.

Aliajele au fost turnate în bare rotunde cu diametrul de 70 mm, în cochile răcite cu apă.

a

b

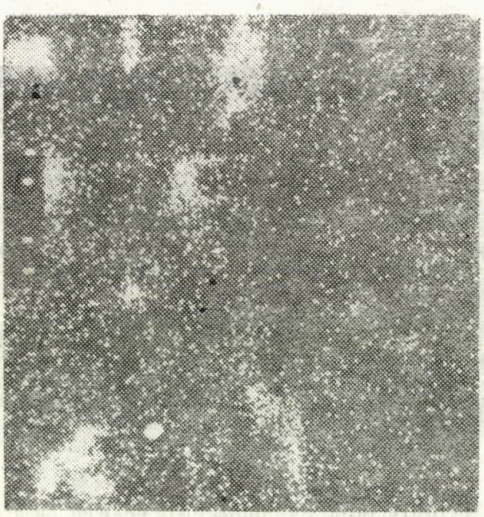


c

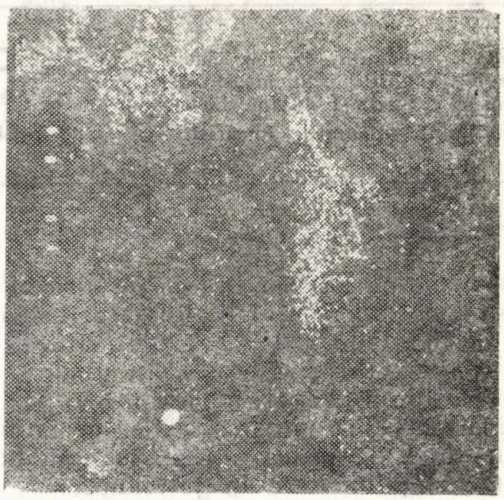
Fig. 1. Microstructurile corespunzătoare aliajelor „*a*", „*b*" și „*c*" din tabelul 1, în stare recoaptă (×500)

a

b



c

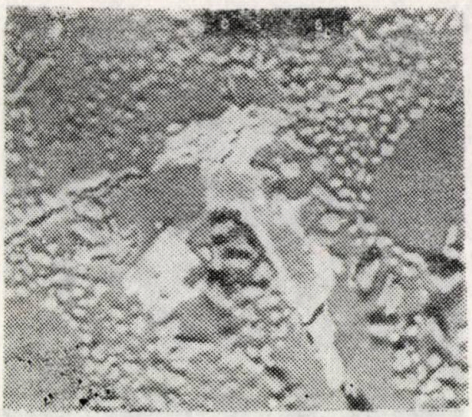


d

e

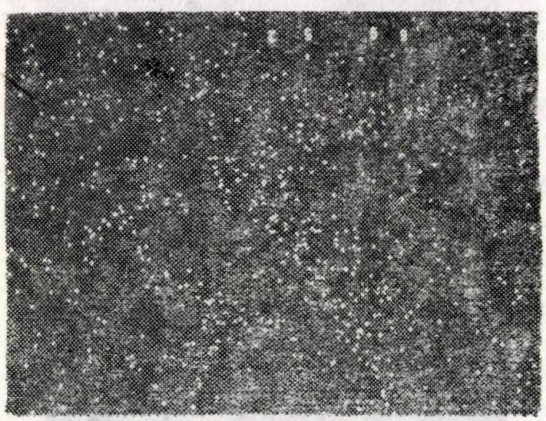
f

Fig. 2. Imaginea de compoziţie (*a*) şi distribuţia manganului (*b*), magneziului (*c*), fierului (*d*), siliciului (*e*) şi nichelului (*f*) pentru aliajul „*a*" din tabelul 1

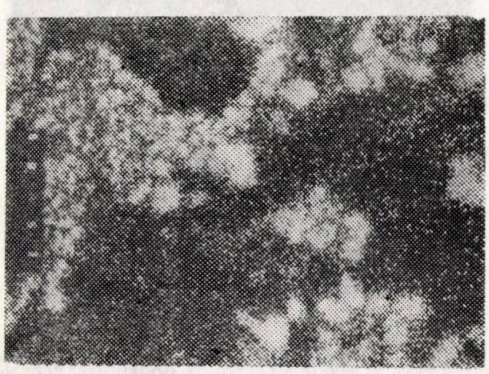


a

b



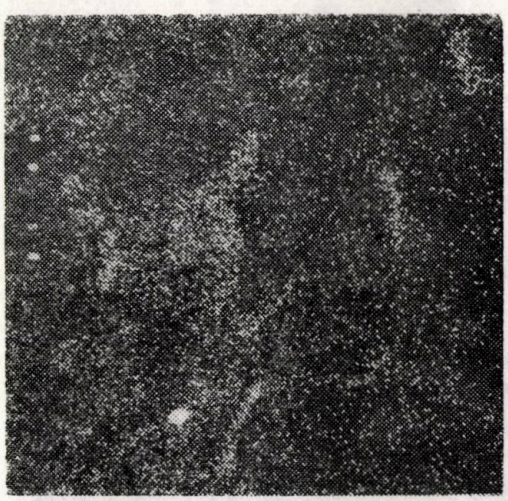
c



d

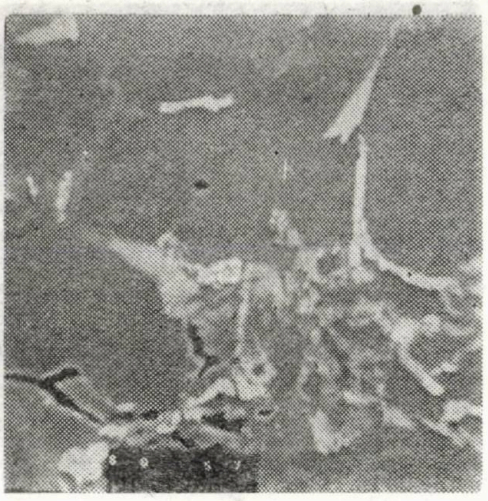
e

f



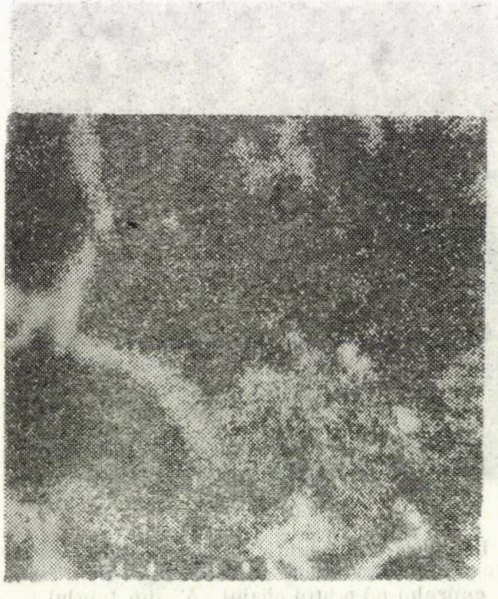
f

Fig. 3. Imaginea de compoziţie (*a*) şi distribuţia magneziului (*b*), manganului (*c*), siliciului (*d*), nichelului (*e*), fierului (*f*) şi cuprului (*g*) pentru aliajul „*b*" din tabelul 1



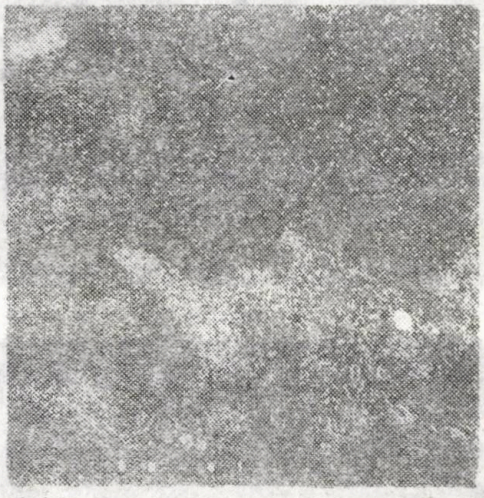
a

b

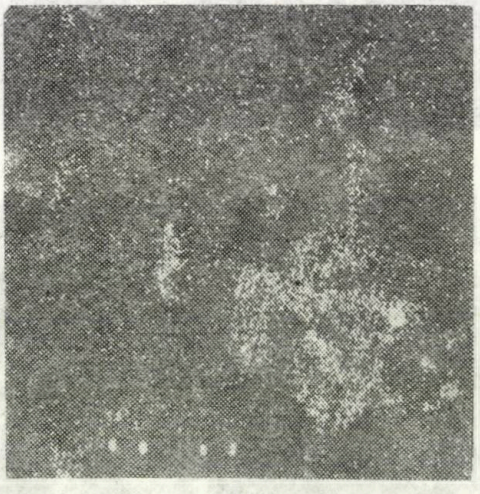


c

d



e



f

Fig. 4. Imaginea de compoziţie (*a*) şi distribuţia cuprului (*b*), siliciului (*c*), nichelului (*d*), magneziului (*e*) şi fierului (*f*) pentru aliajul „*c*" din tabelul 1

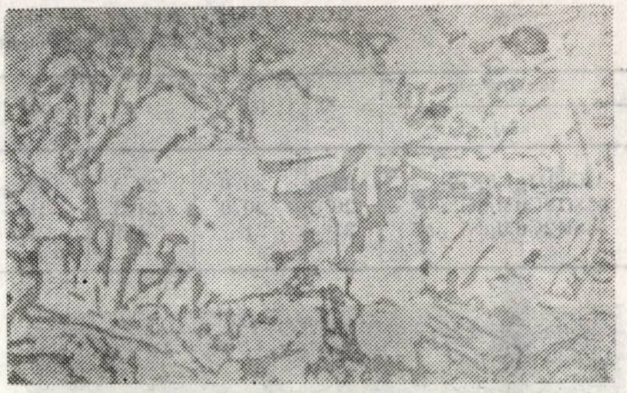
Ulterior au fost supuse operației de forjare, după o încălzire prealabilă la temperatura de 460 °C timp de 30 h. Forjarea acestor bare s-a efectuat pe ciocane de forjare liberă, obținîndu-se bare cu diametrul de 50 mm (coroiaj 5,5). Aliajul este durificabil prin călire de punere în soluție și îmbătrînire. Temperatura de călire variază între 515 și 528 °C. Mediul de răcire indicat este apa caldă.

În vederea stabilirii celorlalți parametri de tratament termic, s-au efectuat încălziri la temperaturi de 520 °C cu durate diferite de menținere (2, 4 și 6 h) și îmbătrîniri la temperaturi de 150, 175 și 200 °C, cu diferite durate de menținere (30, 60 și 180 min). Cercetările efectuate au stabilit ca parametri optimi de tratament termic temperatura de încălzire în vederea călirii de punere în soluție de 520 °C, timpul de menținere la această temperatură de 4 h urmat de răcire în apă caldă, precum și temperatura de reîncălzire pentru îmbătrînire artificială, de 175 °C, timpul de menținere de 3 h și răcirea în aer. Atît în cazul barelor forjate, cît și în cazul celor tratate termic la parametrii stabiliți, s-au efectuat cercetări microstructurale, determinări ale caracteristicilor fizice, mecanice și tehnologice, în vederea caracterizării lor și a stabilirii influenței abaterilor procentelor de elemente de aliere față de compoziția standardizată.

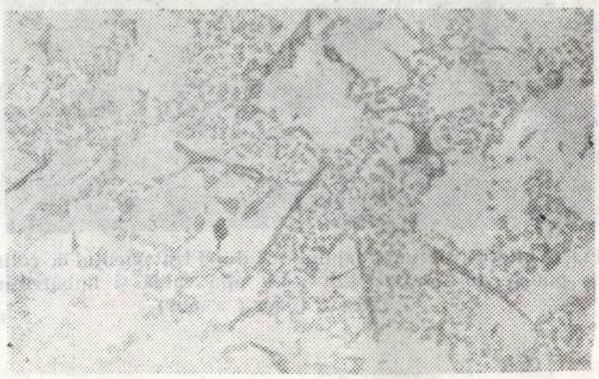
Caracteristici microstructurale. Microstructurile aliajelor nestandardizate, prezentate în tabelul 1, relevă, în stare forjată (fig. 1), existența fazelor Al, Si, Al_3Ni, Mg_2Si, AlCuNi și a compusului de compoziție variabilă Al-Cu-Mg-Si. În cazul aliajului cu procent de fier depășit, se observă faza primară aciculară de Al-Cu-Fe (fig. 1, *c*). Prezența acestor faze este confirmată și de determinările efectuate la microsonda electronică de tipul JXA-5A. În figurile 2, 3 și 4 sînt prezentate imaginile de compoziție și distribuția elementelor de aliere pentru șarjele „*a*", „*b*" și „*c*" cu compozițiile indicate în tabelul 1.

Analiza microscopică efectuată pe probele tratate termic arată că durata de menținere determină apariția mai rapidă în procesul îmbătrînirii a fenomenelor de precipitare și coagulare (fig. 5), iar distribuția și mărimea optimă a compușilor se realizează în urma călirii de punere în soluție de la 520° C, cu menținere timp de 4 h, urmată de răcire în apă caldă și îmbătrînire la 175° C cu menținere de 3 h, urmată de răcire în aer (fig. 6).

Caracteristicile fizice ale aliajului sînt impuse de condițiile de funcționare. De aceea, în vederea caracterizării aliajului AlSi12CuMgNi, au fost efectuate determinări ale coeficientului de dilatare termică, ale conductibilității termice și ale modulului de elasticitate. Încercările au fost efectuate pe epruvete prelevate din bare forjate și tratate termic.



a



b

c

Fig. 5. Microstructurile aliajului „*c*" după tratamentul de călire de punere în soluție la 520°C cu menținere de 2 h (*a*), 4 h (*b*), 6 h (*c*) și îmbătrînire artificială la 220°C timp de 1 h și răcire în aer (× 500)

Coeficientul de dilatare termică a fost determinat prin metoda dilatometrică pe probe Ø 3 × 60 mm pe un dilatometru Leitz. În tabelul 2 sînt prezentate valorile coeficientului de dilatare termică α, pentru aliajele prezentate în tabelul 1. Pentru valori situate în aceeași zonă de dispersie, se constată că prezența fierului în cantități mari micșorează coeficientul de dilatare termică, iar acțiunea manganului se manifestă invers decît cea a fierului (fig. 7).

Tabelul 2

Variația coeficientului α cu temperatura

$10^{-6} grad^{-1}$ / aliaj	20–50	100	150	200	250	300	350	400	450	500
AlCu2Mg1,5NiSi	22	23,0	23,5	24	24,2	24,3	24,5	24,7	24,7	24,7
AlSi12CuMgNi „a"	20	20,9	21,3	21,3	21,6	22,6	23,5	23,7	24,4	24,6
AlSi12CuMgNi „b"	21	21	21,1	21,1	21,5	22,1	22,6	22,7	22,8	22,9

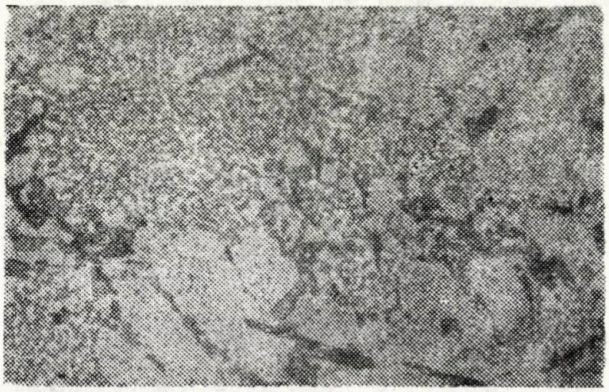


Fig. 6. Microstructura aliajului „c" după tratamentul de călire de punere în soluție: 520°C/4 h /apă caldă și îmbătrînire 175°C/3 h/aer (× 500)

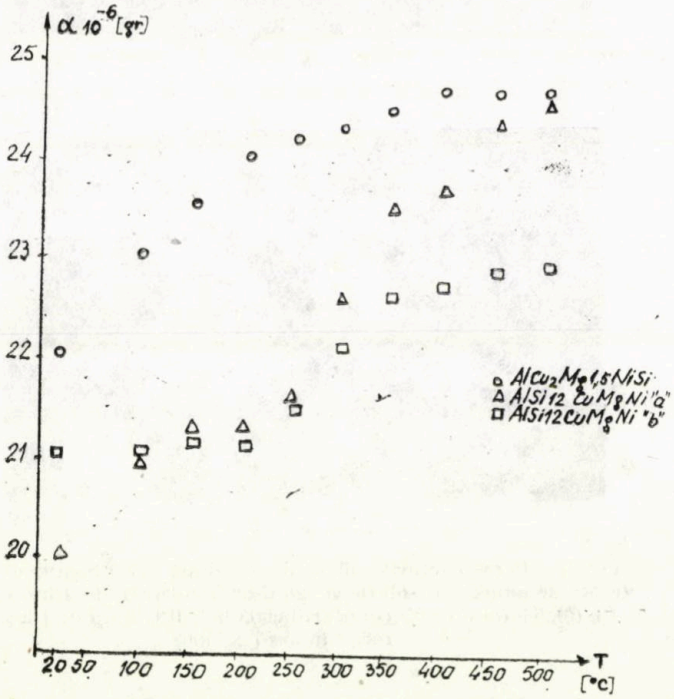


Fig. 7. Variația coeficientului de dilatare în funcție de temperatură

Conductibilitatea termică a fost determinată pe probe Ø 4×100 mm prin metoda Amstrőng, determinînd cantitatea de căldură transmisă în timp. Variația conductibilității termice cu temperatura, prezentată în figura 8, relevă faptul că aliajele mai bogate în fier au o conductibilitate termică mai scăzută.

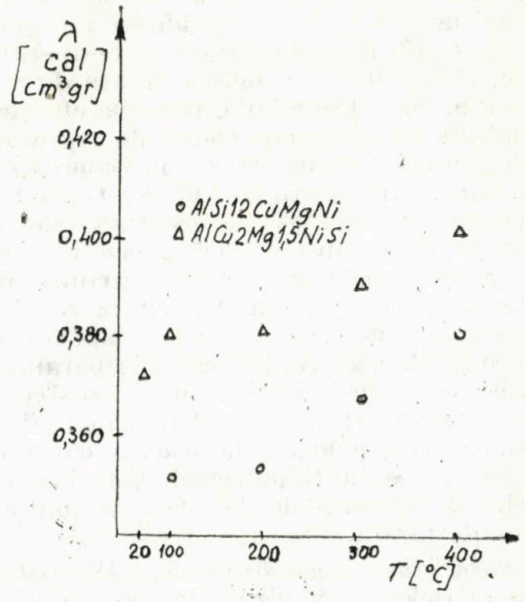


Fig. 8. Variația conductibilității termice cu temperatura

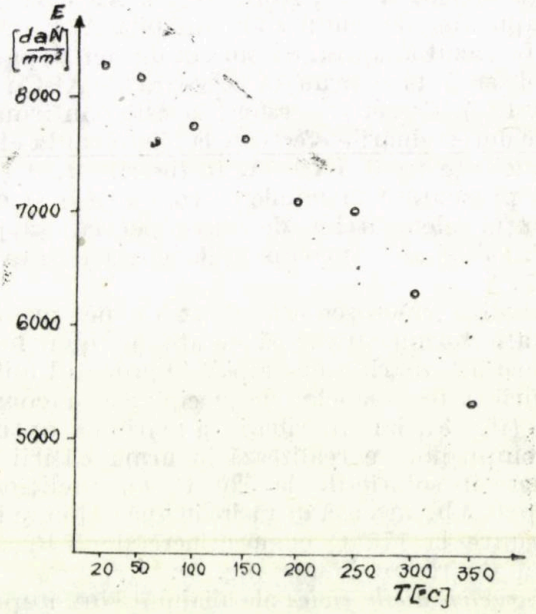


Fig. 9. Variația modulului de elasticitate longitudinal cu temperatura

Modulul de elasticitate s-a determinat pe epruvete prelevate din bare forjate și tratate termic; acestea au fost încălzite cu viteză foarte mică la temperatura la care s-a făcut tracțiunea.

S-a constatat că modulul de elasticitate scade odată cu creşterea temperaturii, de la 8 294 daN/mm² la temperatura de 20° C la 5 346 daN/mm² la temperatura de 350° C (fig. 9).

Caracteristici tehnologice. Ţinînd seamă că acest aliaj este destinat pistoanelor, condiţiile de exploatare au făcut necesare determinări în sensul stabilirii comportamentului aliajului în timpul deformării plastice. S-au efectuat încercări pentru punerea în evidenţă a capacităţii de deformare, a intervalului de temperaturi de deformare în care este posibil să se obţină cele mai mari modificări ale formei şi dimensiunilor fără a se distruge integritatea structurală a materialului. Deformabilitatea tehnologică pentru intervalul optim de temperaturi de deformare se evaluează după indicatorii plasticităţii şi ai rezistenţei la deformare.

Aspectul suprafeţelor de rupere în cazul depăşirii limitei de plasticitate este un indicator care depinde de mărimea totală a suprafeţei secţiunii materialului supus deformării. Evaluarea s-a făcut prin mărimea medie a suprafeţei, care are caracterul de rupere fragilă raportată la suprafaţa totală ruptă :

$$r = (S_f - S_{pl})/S_f \qquad (1)$$

unde S_f este suprafaţa totală ruptă, iar S_{pl} — suprafaţa ruptă prin deformare plastică.

Din relaţia (1) rezultă că valoarea coeficientului de rupere sau fragilitatea (r) poate avea valori cuprinse între zero şi unu. Pentru examinarea proprietăţilor plastice, au fost efectuate încercări de tracţiune la diferite temperaturi cuprinse între 250 şi 500° C, determinîn-

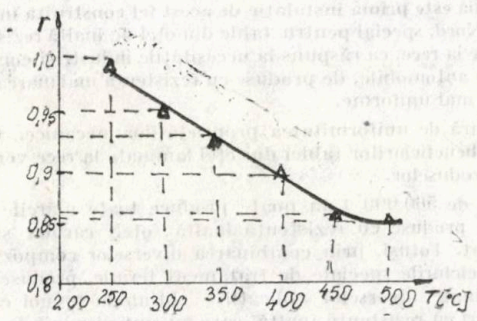


Fig. 10. Variaţia fragilităţii cu temperatura

du-se în ruptură mărimea suprafeţei rupte fragil şi plastic. Pe baza rezultatelor obţinute, s-a trasat curba de variaţie $r = f(T)$ (fig. 10), de unde rezultă că intervalul de temperaturi de maximă deformabilitate este 480—520° C.

Aliajele AlSi12CuMgNi sînt aliaje uşor deformabile. Atunci cînd tensiunile de deformare sînt numai de compresiune (cazul extruziunii sau al matriţării în forme bine închise), se pot atinge grade mari de reducere (cca 40%). În cazul forjării libere, reducerea pe o trecere poate să fie de cca 15%, fără să apară fisuri.

Pentru caracterizarea comportării aliajului AlSi12CuMgNi în timpul funcţionării, ţinînd seamă de condiţiile de lucru, este necesar să se determine susceptibilitatea lui la fisurare. Tendinţa materialului de a se fisura, după un număr de cicluri de temperatură, a fost studiată pe epruvete de forme speciale. Încălzirea s-a făcut într-o baie de sare timp de 10 s, iar răcirea, în jet de aer. S-a determinat lungimea şi numărul fisurilor care au apărut în epruvetele încălzite la temperaturile de 300 şi 350° C după 100, 250 şi 500 de cicluri. Rezultatele relevă apariţia unor microfisuri după 250 de cicluri. Aliajul cu un conţinut mai ridicat de fier are o mai mare susceptibilitate la fisurare.

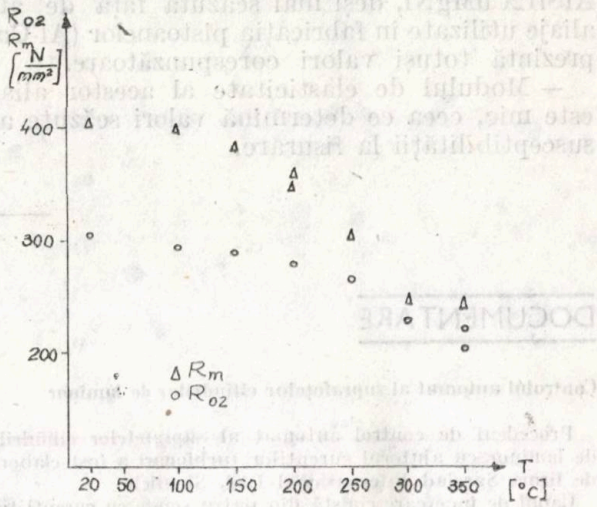


Fig. 11. Variaţia rezistenţei la rupere R_m şi a limitei de curgere în secţiune longitudinală cu temperatura

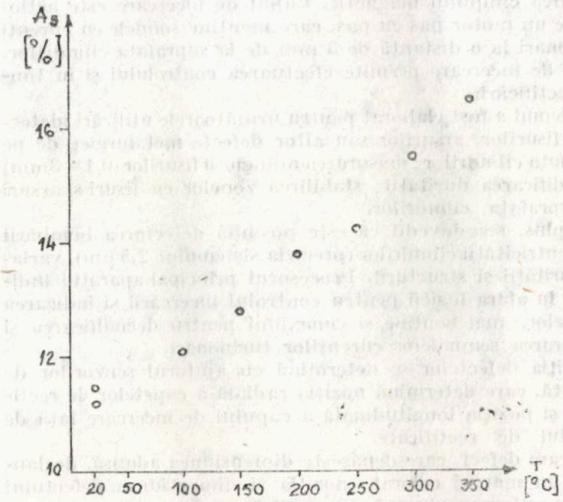


Fig. 12. Variaţia alungirii în secţiune longitudinală cu temperatura

Caracteristici mecanice. În intervalul de temperaturi de 20—350° C, caracteristicile mecanice au fost determinate pe epruvete de tracţiune în secţiune longitudinală şi transversală, obţinute din barele forjate şi tratate termic în condiţii optime.

Analiza rezultatelor obținute relevă că, odată cu creșterea temperaturii, rezistența la rupere R_m și limita de curgere $R_{p0,2}$ scad (fig. 11), iar alungirea crește (fig. 12). Scăderea rezistenței are loc lent pînă la temperatura de 200° C, iar peste această temperatură scăderea este rapidă.

Concluzii

Analiza rezultatelor experimentale relevă:

— Aliajele AlSi12CuMgNi prezintă un coeficient mic de dilatare termică. Depășirea conținutului de mangan față de limitele standardizate determină creșterea valorilor coeficientului de dilatare termică.

— Conductibilitatea termică a aliajelor AlSi12CuMgNi, deși mai scăzută față de alte aliaje utilizate în fabricația pistoanelor (Al-Cu), prezintă totuși valori corespunzătoare.

— Modulul de elasticitate al acestor aliaje este mic, ceea ce determină valori scăzute ale susceptibilității la fisurare.

— Aliajul AlSi12CuMgNi este un aliaj ușor deformabil, intervalul optim al temperaturilor de deformare fiind cuprins între 520 și 480° C. Gradul maxim de deformare variază între 15 și 50%, în funcție de modul de deformare.

— Structura aliajelor de tip AlSi12CuMgNi oferă un ansamblu de caracteristici favorabile utilizării lor în fabricația pistoanelor de motoare termice. În vederea obținerii caracteristicilor mecanice impuse acestor produse, se recomandă aplicarea unui tratament termic final de călire pentru punere în soluție și îmbătrînire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dulămiță, T. și Florian, E. *Tratamente termice și termochimice*. București, Editura didactică și pedagogică, 1982.

[2] Mondolfo, L. *Structura i svoistva aliuminievih splavov*. Moscova, Metallurghiia, 1979.

[3] * * * *Les traitements thermiques de l'aluminium et de ses alliages*. În: Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 406, 407, 408, și 409, 1972.

DOCUMENTARE

Controlul automat al suprafețelor cilindrilor de laminor

Procedeul de control automat al suprafețelor cilindrilor de laminor cu ajutorul curenților turbionari a fost elaborat de firma Sarclad International Ltd. Sheffield.

Capul de încercare constă din patru sonde cu curenți turbionari, un detector de distanță care împiedică contactul direct între capul de încercare și cilindri și un senzor pentru indicarea cîmpului magnetic. Capul de încercare este acționat de un motor pas cu pas, care menține sondele cu curenți turbionari la o distanță de 3 mm de la suprafața cilindrilor. Capul de încercare permite efectuarea controlului și în timpul rectificării.

Sistemul a fost elaborat pentru următoarele utilizări: detectarea fisurilor, arsurilor sau altor defecte metalurgice de pe suprafața cilindrilor; măsurarea adîncimii fisurilor (0,1 ÷ 3mm) și modificarea durității; stabilirea zonelor cu fisuri și arsuri pe suprafața cilindrilor.

În plus, s-a dovedit că este posibilă detectarea bombării și excentricității cilindrilor (precizia sistemului 2,5 μm), variația durității și structurii. Procesorul principal/aparatul indicator, în afara logicii pentru controlul încercării și indicarea defectelor, mai conține și conexiuni pentru decodificarea și prelucrarea semnalelor curenților turbionari.

Poziția defectelor se determină cu ajutorul senzorilor de distanță, care determină poziția radială a capetelor de rectificare și poziția longitudinală a capului de încercare față de suportul de rectificare.

Fiecare defect, care depășește dimensiunea admisă, declanșează un marcaj colorat; poziția și dimensiunea defectului maxim se înmagazinează și se indică.

Pentru realizarea unei prelucrări complet automatizate a cilindrilor este posibilă integrarea cu mașini moderne de rectificat cilindri.

(În: Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 21, 1984, p. 1085)

Firma Bethlehem lansează noi table din oțel cu rezistență înaltă

La Congresul Internațional al Societății inginerilor din industria constructoare de automobile, Detroit 1983, firma Bethlehem Steel Corp. a lansat o nouă generație de table din oțel cu rezistență ridicată.

Aceste oțeluri vor fi produse pe linia de tratament termic continuu (CHTL) a firmei Bethlehem, de la uzina Burns Harbor. Linia este prima instalație de acest fel construită în America de Nord, special pentru table din oțel de înaltă rezistență, laminate la rece, ca răspuns la necesitățile industriei constructoare de automobile, de produse cu rezistență mai mare și proprietăți mai uniforme.

În afară de uniformitatea proprietăților mecanice, CHTL asigură beneficiarilor tablei din oțel laminate la rece versatilitatea produselor.

Linia de 560 000 t/an poate produce toate mărcile standard de produse cu rezistență înaltă: oțel carbon și oțel slab aliat. Totuși, prin combinarea diverselor compoziții de oțel cu ciclurile speciale de tratament termic, produsele pot fi destinate diverselor aplicații — obținîndu-se noi calități de oțeluri cu rezistență înaltă, care nu sînt disponibile astăzi cu prelucrarea tradițională în baie. Ca exemple pot fi menționate oțelurile cu fază dublă care își măresc rezistența în timpul deformării și oțeluri durificabile la coacere (își măresc rezistența în timpul ciclului de uscare a vopselei).

Linia de tratament termic continuu Bethlehem va produce produse cu rezistență înaltă, cu o rezistență de curgere pînă la 966 MPa, lățimea pînă la 1 524 mm și grosimi de la 0,5 pînă la 1,65 mm.

(În: Iron and Steel Engineer, S. U. A., nr. 4, 1983, p. 25)

Creşterea durabilităţii segmenţilor de rulat filet prin aplicarea unor tratamente termochimice

Dr. ing. L. Drugă, sing. Veronica Francisc
I.C.S.I.T.P.S.C. — Bucureşti
ing. T. Dediulescu
I.O.A.—Rîmnicu Sărat

CZ : 621 : 785.019 : 620.169.1

Modernizarea tehnologiilor de fabricaţie, în scopul creşterii eficienţei economice, al creşterii productivităţii muncii şi al reducerii consumului de materiale şi energie, constituie una dintre preocupările de bază ale specialiştilor din întreprinderile constructoare de maşini.

Criza energetică mondială a scos în evidenţă şi mai mult necesitatea realizării unor tehnologii care să contribuie la reducerea consumului specific de materiale deficitare şi de energie.

Odată cu dezvoltarea industriei constructoare de maşini au apărut cerinţe de scule de bună calitate şi cu durabilitate ridicată.

În această situaţie se află şi producţia de organe de asamblare (şuruburi, piuliţe), care necesită o cantitate foarte mare de scule (role, bacuri, segmenţi).

Unul din principalele neajunsuri cu care se confruntă întreprinderile de organe de asamblare îl constituie durabilitatea scăzută a sculelor de filetare, scule executate din oţeluri înalt aliate, cu consumuri sporite de energie şi manoperă.

În afară de pierderile energetice şi de materiale, apar de asemenea şi importante pierderi de producţie, datorită deselor întreruperi pentru schimbarea sculelor şi reglarea maşinilor.

Segmenţi pentru rulat filet

Segmenţii se utilizează la obţinerea filetelor pe maşini cu mişcare circulară, fiind montaţi pe partea fixă a maşinii.

Aceste scule se realizează fie prin rectificare cu ajutorul unor pietre profilate, profilarea făcîndu-se cu ajutorul unor scule diamantate, fie prin rulare la rece, pe dorn.

În figura 1 se prezintă forma unor asemenea segmenţi.

Sistemul de execuţie prin rectificare prezintă dezavantajul unei productivităţi scăzute şi pericolul apariţiei microfisurilor şi al supraîncălzirii părţii active, în timpul operaţiei de tăiere a filetului.

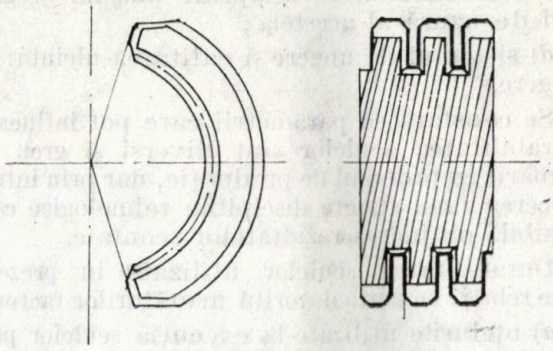


Fig. 1. **Segmenţi** de rulat filet

Oţeluri utilizate la execuţia segmenţilor pentru rulat filet

Pentru realizarea segmenţilor pentru rulat filet se utilizează de obicei oţelurile C120, H12M (oţel importat, echivalent cu VMoC120) şi mai rar Rp3. Aceste oţeluri fac parte din grupa oţelurilor de scule înalt aliate. Compoziţia chimică a acestor oţeluri este prezentată în tabelul 1.

Durabilitatea sculelor

Durabilitatea pieselor şi sculelor se poate aprecia în diverse moduri, aceasta în funcţie de eforturile la care sînt solicitate.

În cazul sculelor de rulat filet, cel mai corect mod de apreciere a durabilităţii este urmărirea lor în exploatare şi înregistrarea numărului de piese executate.

Desigur că şi în acest caz pot apărea o serie de erori, prin schimbarea tipului de sculă, a materialului de bază, a reglajului maşi-

Tabelul 1

Marca oţelului	Compoziţia chimică, %								
	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	V	W	Ni
C120	1,8 –2,2	0,15–0,35	0,15–0,45	0,030	11,0–13,0	—	—	—	≤0,35
H12M	1,45–1,55	0,15–0,30	0,15–0,45	0,030	11,0–12,5	0,40–0,60	0,15–0,30	—	≤0,35
Rp3	0,70–0,80	0,20–0,40	≤0,45	0,025	3,60–4,40	≤0,6	1,0–1,4	17,5–19,5	≤0,40

nii, dar datele obținute pot fi utile pentru stabilirea unor tehnologii optime.

Durata de exploatare a sculelor de filetat este influențată în principal de următorii factori:

a) materia primă utilizată: calitatea materialului; precizia dimensională; starea suprafeței; tratamentul termic (structura);

b) scula de filetare: corectitudinea profilului proiectat; corectitudinea prelucrării sculei; tipul de oțel utilizat; tratamentul termic și termochimic aplicat;

c) corectitudinea reglajului mașinii și gradul de uzură al acesteia;

d) sistemul de ungere și calitatea uleiului de ungere.

Se constată că parametrii care pot influența durabilitatea sculelor sînt diverși și greu de urmărit în procesul de producție, dar prin introducerea unei stricte discipline tehnologice este posibilă obținerea rezultatelor scontate.

Durabilitatea sculelor utilizate în prezent este relativ scăzută datorită următorilor factori:

a) oțelurile utilizate la execuția sculelor prezintă o rețea de carburi primare care nu este distrusă în timpul operației de forjare. În figura 2 se prezintă microstructura unui segment executat din oțel C120. Se constată că structura

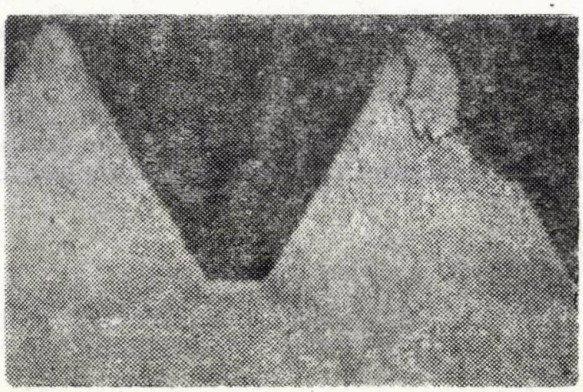


Fig. 2. Microstructura unui segment executat din oțel C120 (200 : 1) Atac: Nital 2%

este constituită din carburi primare în rețea, pe fond de martensită revenită. Pe marginea danturii se remarcă un strat de 0,02 mm de austenită reziduală. Se pun în evidență fisuri pe dinții neuzați, fisuri care se dezvoltă la limita rețelei de carburi primare. De-a lungul unor fisuri apare austenită reziduală sau chiar oxizi, ceea ce conduce la concluzia că aceste fisuri au apărut la rularea filetului pe dorn, probabil pe un material recopt incorect și datorită unei tehnologii de rulare incorecte;

b) lipsa vanadiului, element care contribuie la înlăturarea rețelei de carburi și la obținerea unor carburi rezistente la uzare, a determinat o calitate mai slabă a oțelurilor;

c) în timpul execuției sculelor apar fisuri la suprafață, ceea ce duce la scoaterea din uz prin smulgere de material de pe flancul dinților.

d) materialul din care se execută șuruburile nu este totdeauna recopt corespunzător, fapt ce duce la uzarea prematură a sculelor.

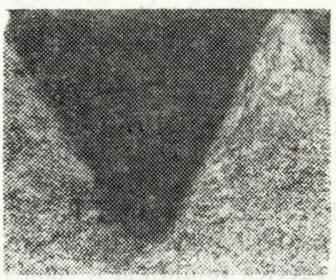


Fig. 3. Secțiune longitudinală printr-un șurub (200 :1)

Materialul din care se execută șuruburile (OLC15q) se utilizează în stare de livrare sau stare trefilată, cu sau fără recoacere.

În figura 3 se prezintă microstructura unui șurub M3, executat cu scule tratate termic.

Din examinarea microstructurală a sîrmei și a șuruburilor, a rezultat că sîrma este decarburată la suprafață, ceea ce indică faptul că încălzirea pentru recoacere s-a făcut în atmosferă oxidantă.

Se observă de asemenea că în timpul rulării filetului se produce deformarea plastică a materialului de bază, deformarea maximă apărînd la baza filetului. În figura 3 se constată și o suprapunere de material, care apare atunci cînd suprafața sîrmei nu este corespunzătoare.

Din măsurătorile efectuate atît pe sîrma în stare de livrare, cît și pe sîrma trefilată s-a constatat că există o mare variație de duritate (120–200 *HB*), ceea ce scoate în evidență faptul că recoacerea de înmuiere se execută incorect sau nu se execută deloc. La durități ridicate apare o uzură rapidă a sculelor și deci o scădere a durabilității acestora.

Rezultate experimentale

Pe baza programului de încercări, prezentat în tabelul 2, au fost tratate termic și termochimic seturi de scule executate la I. O. A. Rm. Sărat și încercate în exploatare pe mașini de rulat filet.

Tratamentul termic de călire a fost efectuat într-o instalație de vid, iar revenirea și nitroferoxarea, într-o instalație de tratament termic și termochimic în strat fluidizat.

Tabelul 2

Marca oțelului	Scula	Varianta de tratament termic și termochimic
C120	Segmenți	— călire în baie de sare la 970°C + revenire la 220°C — călire în vid de la 970°C + revenire la 220°C — călire în vid de la 1 080°C + revenire la 510°C — borizare + călire în vid de la 970°C + revenire la 220°C — călire în vid de la 1 080°C + revenire la 510°C + nitroferoxare în strat fluidizat
H12M	Segmenți	— călire în vid de la 1 080°C + revenire la 250°C — călire în vid de la 1 080°C + revenire la 510°C — călire în vid de la 1 080°C + revenire la 510°C + nitroferoxare în strat fluidizat
Rp3	Segmenți	— călire în vid de la 1 260°C + 2 reveniri la 560°C — călire în vid de la 1 260°C + 2 reveniri la 560°C + nitroferoxare în strat fluidizat — călire în vid de la 1 260°C + 2 reveniri la 560°C + nitrurare moale

Tabelul 3

Scula	Materialul	Tratamentul termic și termochimic	Durabilitatea	
			Valoare medie	Valoare maximă
Segmenți	C120	— călire în vid + revenire	720 000	1 026 000
Segmenți	H12M	— călire în vid + revenire	650 000	812 000
		— călire în vid + revenire + nitroferoxare	839 000	920 000
Segmenți	Rp3	— călire în vid + 2 reveniri	1 250 000	2 450 000
		— călire în vid + 2 reveniri + nitroferoxare	2 520 000	5 120 000
		— călire în vid + 2 reveniri + nitrurare moale	940 000	1 270 000

Durabilitatea segmenților executați din oțel C120 și tratați termic în baie de sare este cuprinsă între 400 000 și 450 000 șuruburi executate pînă la ieșirea din uz a sculei.

Durabilitatea segmenților tratați termic și termochimic, conform programului de încercări prezentat în tabelul 2, este prezentată în tabelul 3.

În figura 4 se prezintă microstructura în secțiunea unui segment din oțel C120, călit în vid la 970°C, cu răcire în ulei și revenire la 220°C, avînd o durabilitate de 720 000 șuruburi rulate, iar în figura 5, aspectul segmentului uzat.

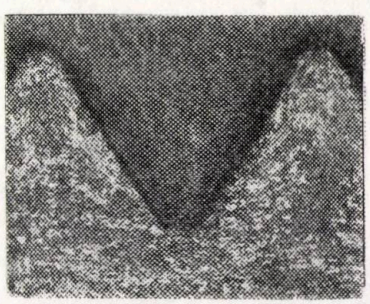


Fig. 4. Microstructura unui segment din oțel C120 călit în vid la 970°C și revenit
(200 : 1) Atac : Villella

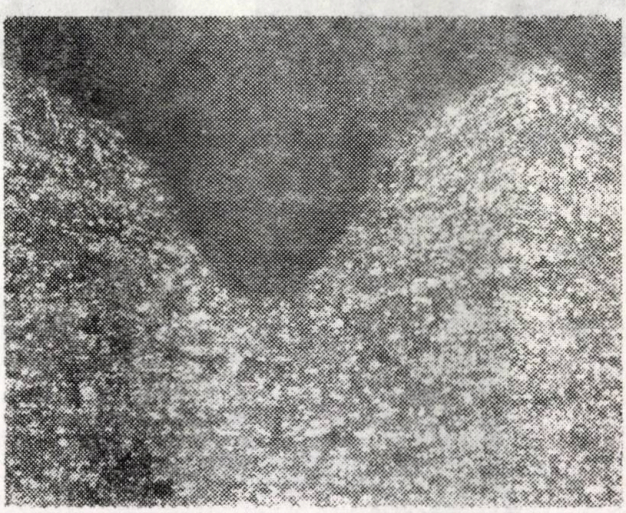
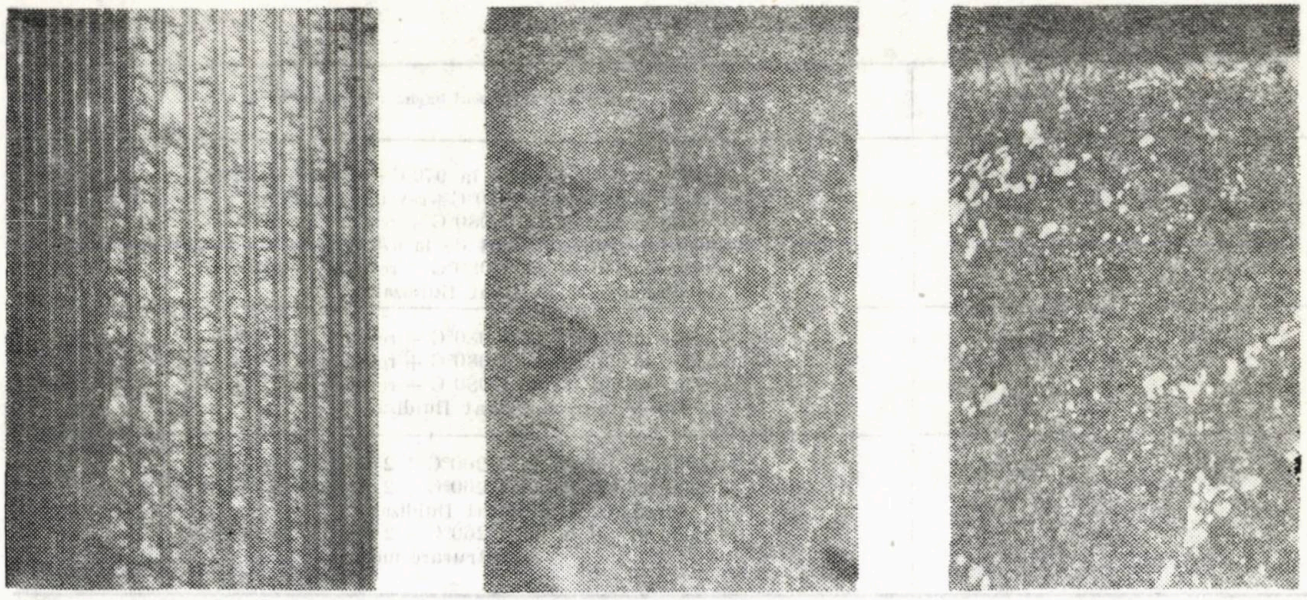
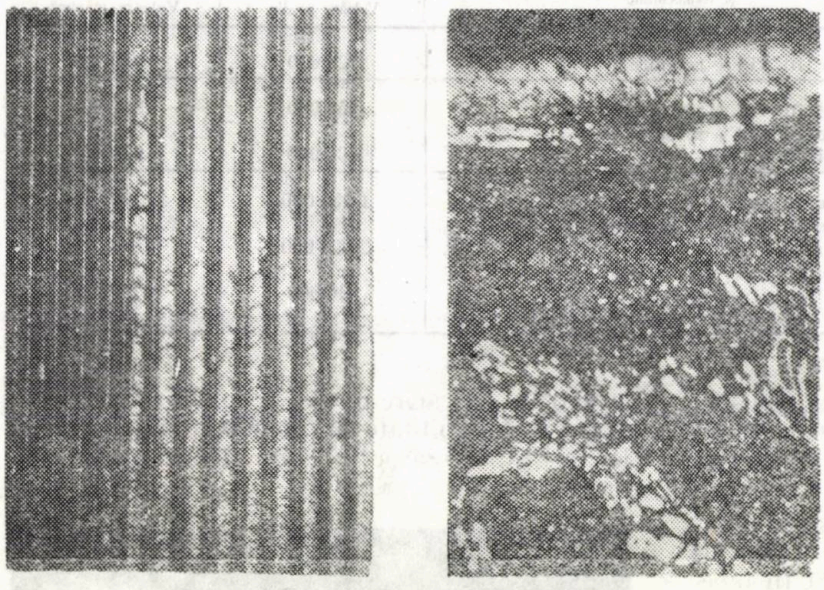


Fig. 5. Aspectul segmentului uzat din oțel C120
(200 : 1) Atac : Villella



a *b* *c*

Fig. 6. Segment din oţel C120, călit la 1 070 °C în vid şi revenit:
a — vedere a părţii active (10 : 1); *b* — secţiune prin partea activă (50 : 1); *c* — microstructură (500 : 1)



a *b*

Fig. 7. Aspectul şi microstructura unui segment din oţel C120, călit în vid la 1 080°C şi revenit

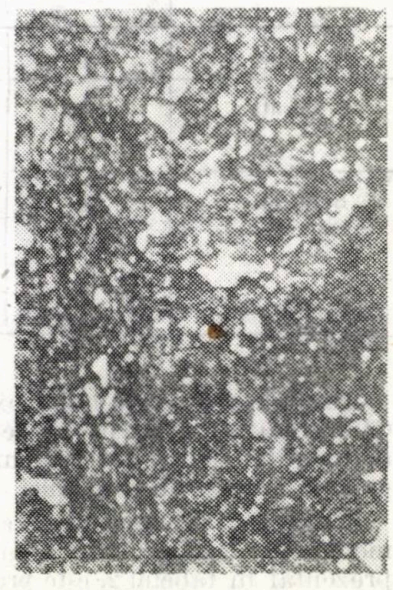


Fig. 8. Microstructura unui segment din oţel H12M, călit la 1 080 °C, revenit şi nitroferoxat la 520°C, 2 h

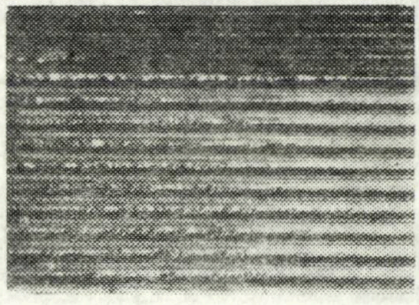


Fig. 9. Aspectul unui bac din oţel Rp3, călit şi revenit de două ori la 560°C (20 : 1)

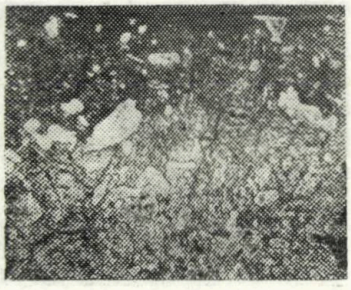


Fig. 10. Microstructura segmentului din oţel Rp3, călit revenit şi nitroferoxat la 560°C, 4 h (2000 :1)

Se observă că segmentul a fost realizat prin rulare, avînd un fibraj continuu pe profilul filetului, fibraj care se menține și la scula uzată. Carburile primare sînt dispuse sub formă de șiruri, microduritatea fiind cuprinsă între 897 și 950 *HV* 0,05.

În figura 6 se prezintă aspectul unui segment din oțel C 120 călit în vid de la 1 080 °C, cu răcire în ulei și revenire la 250 °C, care a avut o durabilitate de 1 026 000 șuruburi rulate.

În figura 6, *a* se prezintă suprafața activă a segmentului, remarcîndu-se aspectul de uzură prin smulgere, fenomen confirmat și în figura 6, *b*. Microstructura pe dantură neuzată (fig. 6, *c*) este constituită la margine din martensită aciculară și austenită reziduală pe o adîncime de 0,012 mm și apoi din martensită fină, carburi primare în rețea și carburi globulare. Microduritatea este cuprinsă între 860 și 880 *HV* 0,05.

În figura 7 se prezintă aspectul și microstructura unui segment din oțel H12M călit în vid la 1 080°C, cu răcire în ulei și revenire la 520°C, avînd o durabilitate de 812 000 șuruburi filetate.

Și în acest caz se observă la suprafață un mic strat format din martensită și austenită reziduală, dar uzura prin smulgere este mai puțin pusă în evidență.

În figura 8 se prezintă microstructura unui segment călit, revenit și nitroferoxat la 520 °C, 2h.

Se constată că microstructura este constituită din carburi primare mari și carburi globulare fine, ambele distribuite uniform într-o matrice martensitică.

La suprafață se observă un strat de oxid de cca 0,003—0,005 mm și un strat îmbogățit în azot cu o grosime între 0,008 și 0,012 mm. Microduritatea este cuprinsă între 952 și 1013 *HV* 0,05.

În figura 9 este prezentat un bac executat din oțel Rp3, călit la 1 260 °C și revenit la 560 °C de două ori. Se observă că, deși bacul a avut o durabilitate de 2 450 000 buc. șuruburi, flancurile filetului nu sînt foarte uzate, distrugerea lor avînd loc prin smulgere.

În figura 10 este prezentat un segment din oțel Rp3 călit în vid la 1 260 °C, răcit în ulei, revenit de două ori la 560 °C și apoi nitroferoxat, care a avut o durabilitate de 5 000 000 șuruburi filetate.

La suprafață se observă un strat de oxizi de cca 2,5 μm și apoi un strat de 12,5 μm îmbogățit în azot, matricea fiind formată din carburi primare și carburi globulare fine pe un fond de martensită, cu nitruri în stratul de difuzie. Microduritatea matricei este de 938 *HV* 0,05.

Din compararea durabilităților obținute în urma testării segmenților pe mașini de rulat filet rezultă că prin noile tehnologii propuse apare o importantă creștere de durabilitate față de situația existentă în prezent. Astfel, la călirea în vid a sculelor din oțel C120 și H12M apare o creștere a durabilității cu 50—75%, în timp ce la călirea în vid, urmată de nitroferoxare, la oțelul H12M durabilitatea se dublează.

Creșteri spectaculoase apar odată cu utilizarea oțelului Rp3, la care prin călire în vid și revenire durabilitatea crește de trei ori, iar prin nitroferoxare crește de pînă la cca șase ori. La două seturi de segmenți, durabilitatea a crescut de cca zece ori, una ajungînd la cca 5 mil. șuruburi filetate.

Această creștere de durabilitate se datorește atît aplicării unui tratament termic și termodinamic adecvat, cît și utilizării unui oțel potrivit pentru executarea sculelor.

Se precizează și faptul că la încercările segmenților mașina a fost pregătită, uleiul fiind curat și aditivat cu 5% bisulfură de molibden (o aditivare cu sulf), care probabil are un efect pozitiv asupra proprietăților de ungere.

Concluzii

În urma prelucrării datelor obținute prin studiul metalografic și al testării în producție a sculelor supuse unor tratamente termice și termochimice, se pot trage următoarele concluzii:

— oțelurile utilizate la fabricarea segmenților prezintă o rețea de carburi primare, care nu este distrusă în timpul operației de forjare;

— în timpul execuției sculelor apar fisuri la suprafață, ceea ce duce la scoaterea din uz prin smulgere de material de pe flancul dinților;

— materialul din care se execută șuruburile nu totdeauna este recopt corespunzător, fapt ce duce la uzarea prematură a sculelor;

— sculele tratate termic în vid prezintă o durabilitate mai ridicată decît cele călite în baie de sare;

— prin aplicarea unui tratament termochimic de nitroferoxare, durabilitatea crește, obținîndu-se o creștere a acesteia de 5—8 ori;

— prin utilizarea oțelului rapid, durabilitatea sporește în mod spectaculos;

— împrăștierea mare obținută la cifrele de durabilitate scoate în evidență necesitatea urmăririi permanente a tuturor factorilor care influențează durabilitatea (calitatea, structura materialului de bază pentru șuruburi, reglajul mașinii, corectitudinea ungerii și calitatea uleiului de ungere, calitatea materialului din care se execută sculele).

BIBLIOGRAFIE

[1] Dulămiță, T. *Tratamentul termic al oțelurilor de scule.* București, E. T., 1969.

[2] Gheller, Io. *Oțeluri pentru scule.* Moscova, Ed. Mir, 1983.

[3] Tananko, O. *Structura de bază a oțelului H12M în stare călită și revenită.* În: Metallovedenie, U. R. S. S., nr. 1, 1981, p. 14.

[4] Ohrt, E. *Probleme ale călirii oțelului rapid în cuptoarele cu vid.* Expunere la colocviul de la Wiesbaden, 13—15 oct., 1977.

[5] * * * Brevet R.S.R. nr. 82 293.

Posibilităţi de îmbunătăţire a calităţii utilajelor de turnare*

Dr. ing. C. Cosneanu şi ing. I. Marcusohn
I.C.S.I.T.P.S.C. — Bucureşti

CZ: 621.74:658.2

Nivelul actual şi perspectiva dezvoltării societăţii socialiste sînt indisolubil legate de tehnologiile de elaborare şi de prelucrare a metalelor şi aliajelor.

Pe măsura creşterii volumului producţiei industriei metalurgice, au apărut o serie de dificultăţi în conducerea proceselor tehnologice şi optimizarea proceselor metalurgice. Toate acestea au condus la consumuri mari de energie, materiale şi costuri de fabricaţie, precum şi la o calitate insuficientă a produselor obţinute prin procedeele metalurgice de topire-turnare.

Ţările dezvoltate industrial ca S.U.A., Japonia, R. F. Germania, Anglia, Franţa ş.a. şi-au diminuat destul de rapid pierderile de energie, materiale şi manoperă prin folosirea cu îndemînare a posibilităţilor oferite de noile mărci de fonte cu grafit nodular şi vermicular.

Proprietăţile de exploatare remarcabile ale lingotierelor şi podurilor de turnare, fabricate din diferite sorturi de fonte cu grafit nodular şi vermicular, au condus la micşorarea spectaculoasă a consumului mediu de utilaje de turnare la valori de 5 — 8 kg/t oţel lingou pentru formatele echilibrate din punct de vedere termic şi cu greutăţi sub 14 — 16 t/buc. şi de 10 —12 kg/t oţel lingou pentru formatele mari cu greutăţi peste 16 t/bucată.

Aceste rezultate obţinute în ţările avansate industrial ar justifica din plin iniţierea unor noi eforturi în R.S.R., pentru stabilirea unor tehnologii optime de turnare a lingotierelor şi podurilor de turnare din fonte cu grafit nodular şi vermicular fără tratamente termice.

Primele tentative efectuate în R.S.R. de fabricare a lingotierelor din fontă cu grafit nodular au avut loc la C.S. Victoria—Călan, unde, în anii 1967—1968 [1], s-au turnat peste 1 000 t lingotiere tip LN 70, a căror durabilitate medie a fost cu 260% mai mare, comparativ cu lingotierele turnate din fontă cenuşie cu grafit lamelar.

Pentru lingotierele mari, plate, în cadrul C.S. Galaţi, în anii 1970—1971, au fost stabilite condiţiile tehnologice de turnare a acestora din fonte cu grafit vermicular [2]. Loturile experimentale au prezentat pentru lingotiere de 23 t durabilităţi cu 20 — 25% mai mari, în comparaţie cu cele turnate din fontă cenuşie cu grafit lamelar, în condiţiile micşorării greutăţii lingotierelor de la 26,76 la 21,6t/buc., adică cu 5,16 t/buc. Aceste rezultate sînt consecinţa compactizării grafitului pînă la forma vermiculară, creşterea rezistenţei mecanice cu cca 30%, îmbunătăţirea sensibilă a cvasiizotropiei pe secţiunea pereţilor, creşterea conductibilităţii termice cu cca 60% faţă de fonta cu grafit nodular, precum şi a rezistenţei la şoc termic.

Cercetările experimentale au continuat la C.S. Victoria—Călan, unde în anii 1976—1977 s-au turnat loturi experimentale de lingotiere din fontă de primă fuziune cu grafit vermicular şi nodular [3], iar mai tîrziu, în anii 1981—1982, la C.U.G. Iaşi, în condiţii de dotare superioară (cuptoare electrice cu inducţie şi melanjoare cu inducţie, amestecuri de formare cu furan ş.a.), s-au turnat lingotiere mari de 12 t/buc., din fontă cu grafit vermicular.

Toate aceste experimentări confirmă posibilitatea practică de turnare în condiţiile din R.S.R. a lingotierelor şi podurilor de turnare din fonte cu grafit nodular şi vermicular, utilizînd prealiaje şi modificatori de fabricaţie indigenă.

Pentru asigurarea robusteţei (reproductibilităţii) şi eficienţei economice a fabricaţiei de utilaje de turnare din fonte cu grafit nodular, vermicular şi lamelar, se consideră necesare următoarele măsuri:

— *Modernizarea sectoarelor de topire din turnătorii*, prin reproiectarea cubilourilor existente (insuflarea aerului prin două rînduri de guri de vînt, instalaţia de desulfurare continuă, recuperarea căldurii secundare şi preîncălzirea aerului ş.a.) şi trecerea pe sistemul duplex cubilou-cuptor de menţinere cu inducţie ales din gama tipizată în R.S.R. (tab. 1). Această propunere este susţinută de următoarele argumente tehnice:

a — din analiza comparativă a consumurilor de energie la topirea în cubilou (tab. 2) şi în varianta duplex cubilou-cuptor de menţinere cu inducţie (tab. 3), rezultă avantajele procedeului duplex:

— micşorarea consumului total de energie, 1 460 — 1 342 kWh/t = 118 kWh/t;

— fonta se evacuează din cubilou la o temperatură joasă, urmînd ca supraîncălzirea să se facă în condiţii mai avantajoase în cuptorul de menţinere cu inducţie (CMI) (reducerea consumului de cocs cu cca 6%);

* Lucrarea a fost prezentată la colocviul C.N.I.T. din 17—18 noiembrie 1983 la Întreprinderea metalurgică—Aiud.

Tabelul 1

Gama tipizată de cuptoare cu canal pentru fontă, produse în R.S.R.

Capacitatea utilă, kg	Capacitatea totală, kg	Puterea instalației, kVA	Puterea inductivă, kW	Consum la menținere, kWh/t
3 000	4 700	250	175	44
6 000	9 500	400	300	44
12 000	17 000	630	500	43
20 000	27 000	1 000	700	42
45 000	60 000	1 000	800	43

Tabelul 2

Consumul de energie la topirea în cubilou

Temperatura de evacuare, °C	Necesarul de căldură, kcal/t	Randamentul	Necesarul de cocs G_c, kg/t	Energia echivalentă kWh/t
0—1 350	295 250	0,3	144	1 356
0—1 450	317 000	0,3	155	1 460

Tabelul 3

Consumul de energie la topirea prin procedeul duplex cubilou — cuptor de menținere cu inducție

Cuptorul / Temperatura	Cubiloul			Cuptorul de menținere cu inducție		
	Necesarul de cocs G_c, kg/t	Randamentul η	Energia echivalentă, kWh/t	Necesarul de căldură, cal/t	Randamentul η	Energia necesară, kWh/t
0—1 250	134	0,3	1 262	—	—	—
1 250—1 450	—	—	—	48 000	0,7	80

— CMI acționează ca un omogenizator care elimină fluctuațiile compoziției chimice și temperaturii de evacuare;

— organizarea proceselor metalurgice de supraîncălzire, menținere, modificare, desulfurare și turnare se realizează cu mare ușurință;

b — prin schimbarea structurii încărcăturii, la procedeul duplex aceasta poate fi ieftinită în comparație cu topirea în cubilou;

c — se îmbunătățesc sensibil condițiile de muncă în turnătorie;

d — crește și calificarea personalului de execuție;

e — se pot realiza prin turnare utilaje metalurgice de înaltă calitate, a căror comportare în exploatare va contribui la scăderea consumurilor specifice la nivelul țărilor avansate industrial din Europa.

— *Dotarea turnătoriilor* cu cîte o instalație de insuflare a agenților pulverulenți.

— *Asimilarea fabricării lingotierelor* și podurilor de turnare din fonte cu grafit vermicular și nodular, fără tratament termic.

— *Dotarea turnătoriilor cu AMC-uri*, după cum urmează:

a — termocupluri de imersie pentru măsurarea temperaturii fontelor lichide;

b — aparate TEK—TIP pentru măsurarea rapidă a carbonului echivalent (*CE*, %) în timpul elaborării fontelor;

c — spectrometre cu fluorescență pentru determinarea în maximum 2 min a conținuturilor de Si, S, P, Mn și Ti;

d — procurarea a cîte două aparate cu ultrasunete pentru fiecare turnătorie, în vederea asigurării controlului structurii pieselor turnate.

— *Îmbunătățirea calității amestecurilor* de formare prin creșterea plasticității și vitezei de priză a acestora.

— *Dotarea turnătoriilor cu amestecătoare* de preparat vopsele (există proiecte de execuție pentru capacitățile de 250, 500 și 1 000 l/șarjă) și trecerea la folosirea pastelor refractare tip VFP.

Acest lucru va contribui la îmbunătățirea suprafețelor pieselor turnate și la reducerea manoperei la dezbatere-curățare-remaniere.

— *Proiectarea și realizarea instalației* de regenerare termopneumatică a nisipurilor uzate, rezultate din turnătoriile C. S. Victoria—Călan.

— *Asigurarea fabricării prealiajelor* FeSiMg (5—6% Mg), FeSiBa (10—15% Ba) și FeSiCaMgAlTi, livrabile la granulația de 2—10 mm.

— *Dotarea turnătoriilor cu instalații adecvate* (de fabricație indigenă) pentru detensionarea prin vibrație a lingotierelor și podurilor de turnare.

— *Dotarea laboratoarelor de amestecuri* de formare cu truse.

Se apreciază ca utilă adoptarea unor măsuri și în halele de pregătire a utilajelor de turnare și de turnare a oțelurilor lingou.

Dintre aceste măsuri, cele mai importante se consideră următoarele:

— îmbunătățirea calității lacurilor de protecție a suprafețelor interioare ale lingotierelor (aderență, viscozitate, cantitatea de gaze degajate etc.);

— asigurarea fabricării centralizate a amestecurilor exoterme și folosirea acestora la turnarea lingourilor de oțel. Elementele conținute în aceste amestecuri exoterme (Mn, Si, Ca, Al, Na, P) difuzează în stratul superficial al lingotierei, formînd oxizi de compoziție complexă,

care au o tendință avansată de coagulare în zonele de contact cu lamelele de grafit. Formarea acestor oxizi împiedică apariția și dezvoltarea rețelei de arsuri și fisuri de pe suprafețele lingotierelor.

O asemenea măsură de îmbunătățire a durabilității lingotierelor se distinge prin simplitate, eficiență, mai ales la lingotierele mari, plate, unde consumul specific este mare;

— asigurarea unor viteze de recirculare în oțelărie a lingotierelor care să nu permită răcirea sub 100 — 120°C a suprafețelor active (în funcție de tipul lingotierei și calitatea oțelului);

— stabilirea condițiilor tehnice de scoatere din uz a lingotierelor pentru remanierea acestora;

— tipizarea lingotierelor (redimensionare, formate unificate) și a podurilor de turnare.

Dintre măsurile prezentate, se apreciază că cea mai importantă este aceea care vizează creșterea temperaturii de evacuare a fontei lichide la 1 430 — 1 450°C, deoarece numai în aceste condiții se poate asigura prelucrarea metalurgică a aliajului și dirija structura și proprietățile în stare solidă ale acestuia.

Eforturile de investiție se compensează prin scăderea rapidă a consumurilor de utilaje de turnare și deci a necesarului de lingotiere și poduri de turnare pe întreaga economie națională, prin micșorarea consumurilor energetice cumulate, ca urmare a folosirii în încărcăturile metalice a unor cantități reduse de fontă brută (scăderea cu minimum 30% a necesarului de fontă brută de turnătorie, reducerea necesarului de cocs de turnătorie cu minimum 25%).

Din calculele efectuate privitor la rentabilitatea globală a utilajelor de turnare, fabricate și utilizate în prezent, rezultă ca mult mai economică soluția modernizării sectoarelor de topire și trecerea la producerea unor piese de bună calitate cu o comportare superioară în exploatare.

În sprijinul acestei păreri se mai poate aduce și argumentul tehnic reliefat de turnătorii de la I.M. Alba Iulia unde s-au produs lingotiere din fonte sintetice, a căror durabilitate a fost net superioară față de toate celelalte sorturi utilizate.

Pentru specialiștii metalurgi care se preocupă de teoria și practica turnării pieselor de calitate din fonte de a doua fuziune, toate elementele semnalate mai sus nu reprezintă noutăți tehnologice, ci măsuri elementare care pot practic conduce la îmbunătățirea sigură a calității utilajelor de turnare, reducerea consumurilor energetice și de materii prime și materiale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cosneanu, C. și Sofroni, L. *Cercetări privind turnarea lingotierelor din fontă cu grafit nodular.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1968, p. 527 — 532.

[2] Cosneanu, C. ș.a. *Posibilități de îmbunătățire a calității lingotierelor mari, plate.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 12, 1974, p. 697 — 701.

[3] Ripoșan, I. *Cercetări privind elaborarea fontelor cenușii cu tenacitate ridicată. Contribuții la studiul fontelor cu grafit vermicular.* Teză de doctorat, Institutul politehnic — București, 1978.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 8, 1984

Perfecționarea instruirii muncitorilor cu cea de-a doua profesiune constituie un factor important de creștere a eficienței activității brigăzilor, p. 9 — Organizarea activității metodologice cu privire la învățământul profesional pentru muncitori, p. 11 — Controlul continuu al conținutului de protoxid de fier în aglomeratul de pe bandă, p. 13 — Perfecționarea elaborării fontei Martin la Combinatul metalurgic din Nijnii Taghil, p. 15 — Izolarea termică a stilpilor din hala de turnare a furnalelor și a suprafețelor exterioare ale conductelor, p. 19 — Prevenirea răcirii metalului în canalul închizătorului glisant cu sertar de la oala de turnare a oțelului pînă la începerea turnării, p. 20 — Îmbunătățirea calității lingourilor în cazul utilizării zgurelor cu garnisaj autodegradabil, p. 21 — Turnarea directă a oțelului pentru șine în lingotiere acoperite cu substanțe izolatoare volatile, p. 22 — Evaluarea tehnico-economică a influenței torcretării cu flacără a căptușelii convertizoarelor cu oxigen asupra consumului de materiale refractare, p. 23 — Atestarea oțelului inoxidabil din punct de vedere al coroziunii intercristaline, cu ajutorul metodei de calcul, p. 25 — Granularea alicelor din oțel, p. 27 — Introducerea profilării raționale a cilindrilor la laminorul 1700, p. 28 — Îmbunătățirea calității țevilor și mărirea randamentului liniilor de laminare elicoidală 140, p. 29 — Sistem de detectare automată a suprapunerii benzilor pe laminorul de îndoit profile 2 — 8 × × 100 — 600, p. 32 — Perfecționarea regimului de încălzire a metalului înaintea perforării în cuptorul circular a agregatului de laminare a țevilor 140 p. 33 — Perfecționarea tehnologiei de finisare a laminatelor cu ajutorul tratamentului termomecanic la temperaturi înalte, p. 33 — Dispozitiv pentru strîngerea țevilor, p. 34 — Utilizarea materialelor fibroase la căptușirea cuptoarelor de încălzire, p. 35 — Direcțiile principale ale activității cu privire la îmbunătățirea calității reparațiilor utilajelor, p. 35 — Economia de resurse materiale, p. 37 — Utilizarea rațională a combustibilului în secțiile Martin, p. 38 — Stimularea producției de oțeluri și aliaje de o calitate superioară, p. 39 — Planificarea măsurilor de protecție a mediului înconjurător în întreprinderile siderurgice, p. 41 — Mecanizarea lucrărilor auxiliare în Combinatul metalurgic Kommunarsk, p. 42.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 6, 1984

Robotizarea lucrărilor grele în siderurgie, p. 6 — Calculatoarele electronice în conducerea dezvoltării sociale a colectivelor din întreprinderile Mincermet R. S. S. U., p. 8 — Direcţii principale ale dezvoltării sistemelor de legături productive din cadrul Mincermet U.R.S.S., p. 10 — Unele aspecte ale diagnosticării tehnice a utilajului metalurgic, p. 12 — Eficienţa colaborării creatoare a ştiinţei cu producţia, pe baza contractelor complexe, p. 15 — Funcţionarea furnalului cu stabilizarea automată a temperaturii teoretice în zona gurilor de vînt la temperaturi variabile ale aerului cald, insuflat, p. 18 — Controlul automat al produselor lichide de topire în creuzetul furnalului, p. 20 — Mijloacele de mecanizare a lucrărilor la furnalele reconstruite, p. 22 — Încărcarea automată prin sudură cu bandă din pulberi a plăcilor căptuşite de la dispozitivele de încărcare ale furnalelor, p. 23 — Un dispozitiv specializat analog-numeric pentru măsurarea temperaturii metalului topit, p. 25 — Controlul centralizat şi comanda funcţionării blocului energetic de la secţia de convertizoare cu oxigen, p. 26 — Mecanizarea lucrărilor grele la alimentarea cuptoarelor de elaborare a oţelului electric, p. 28 — Repararea vetrelor cu amestecuri exoterme, p. 29 — Instalaţie pentru epurarea lichidelor de lucru, utilizate la utilajele de prelucrare a deşeurilor de mare capacitate, p. 30 — Sectorul mecanizat de pregătire a silicatului de sodiu, p. 32 — O linie mecanizată pentru finisarea tablelor groase din oţeluri înalt aliate, p. 33 — Sistemul automat de comandă — îndrumătorul laminoristului, p. 35 — Dispozitiv pentru aruncarea capetelor şutate, p. 38 — Înfăşurarea rulourilor în fluxul agregatului de tăiere longitudinală pe linia de laminare la cald 2 500, p. 39 — Dispozitiv automat de acţionare electrică cu tiristori la laminoarele cu pas de pelerin, p. 40.

Iron and Steel Engineer S.U.A., nr. 2,, 1983

Conferinţa de primăvară AISE 1983 — Program preliminar, p. 21 — Dezvoltări în industria siderurgică a S. U. A. şi Canada în 1982, p. D-1 — Sisteme de control automat la laminorul de benzi la cald, bazat pe controler programabil, p. 29 — Insuflarea şi combustia cărbunelui în furnale, p. 33 — Calcule privind laminarea plană, p. 38 — Dezvoltarea şi aplicarea indicatorului de nivel cu curenţi turbionari la cristalizorul de la turnarea continuă, p. 44 — Frînarea unui dispozitiv de acţionare cu curent continuu, p. 55.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 4, 1983

Tăierea longitudinală a sleburilor la uzinele Lake Erie ale firmei Stelco, p. 17 — Sistemul de control distributiv bazat pe microcomputer, pentru a moderniza un laminor de benzi la cald, p. 22 — Îmbunătăţirea procesului din convertizorul cu insuflare de oxigen, prin insuflare prin fund; procesul NK—CB, p. 26 — Experienţa firmei Dofasco în ceea ce priveşte cilindrii de lucru placaţi cu crom de la laminoarul de dresare, p. 32 — Măsuri practice pentru conservarea energiei în operaţiile laminoarelor la cald — firma Rouge Steel Co., p. 35 — Progrese recente în tehnologia de răsucire a cilindrilor, p. 42 — Preîncălzirea deşeurilor pentru cuptorul electric cu arc, p. 45 — Concepte de manipulare a materialelor la uzinele Lake Erie ale firmei Stelco, p. 51 — Sistem de control cu microprocesor pentru modernizarea laminorului de benzi de la uzinele Chaparral, p.56 — Uzina firmei Cabot Co. îşi măreşte producţia de aliaje, p. 61 — Firmele Cabot şi Vallourec vor fabrica produse tubulare din oţeluri înalt aliate, p. 64.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 5, 1983

Expoziţia de siderurgie 1983 şi Convenţia Anuală AISE, p. 9 — Maşini de rectificare cu viteză mare la firma Copperweld Steel, p. 29 — Tăierea longitudinală a sleburilor turnate la firma Great Lakes Steel, p. 32 — Dezvoltarea unei linii de recoacere continuă multifuncţională pentru tabla de oţel laminată la rece, p. 36 — Proiectarea, construirea şi punerea în funcţiune a unei cocserii moderne, p. 45 — Modernizarea oţelăriei nr. 1 a firmei Dofasco cu ajutorul unui nou sistem cu computer, p. 54 — Stadiul laminoarelor Sendzimir, p. 59 — Mecanizarea sistemului de control al vagonetelor de cale ferată, p. 62 — Nou proces de reducere la elaborarea fontei/feroaliajelor, p. 68.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 6, 1983

Expoziţia de siderurgie 1983 şi Convenţia anuală AISE, p. 17 — Convenţia anuală AISE — lista lucrărilor, p. 23 — Controlul emisiilor halei de turnare a furnalelor de la societatea J & L, p. 29 — Aspectele tehnice şi economice ale maşinilor de turnare continuă orizontală, p. 32 — Studiul pe model a încărcăturii pentru recoacere, p. 39 — Modelul de simulare pentru evaluarea impactului turnării continue la societatea Steelton, p. 46 — Analiza cu calculatorul a tensiunilor din fluxul de metal şi proiectarea trecerii cilindrilor la laminarea barelor, p. 50 — Procesele de reîncălzire şi modificările înregistrate la operaţiile de laminare, în scopul obţinerii economiilor de energie, p. 55 — Cărbunele reconstituit pentru producerea cocsului, p. 63 — Linia de acoperire a benzii pentru societatea John Lysaght, p. 66.

Iron and Steel Engineer, S. U. A., nr. 7, 1983

Proiectarea, instalarea şi punerea în funcţiune a turbinei de detentă pentru recuperarea energiei de la furnalul nr. 7 al societăţii Inland, p. 25 — Noile tehnologii în acţiune, p. 33 — Îmbunătăţirea productivităţii prin automatizarea unui laminor pentru bare de la uzinele Warren aparţinînd societăţii Copperweld Steel, p. 39 — Modernizarea unui cuptor electric cu arc de 140 t aparţinînd societăţii A. F. L. Falck a dus la obţinerea unei producţii aproape duble de oţel, p. 41 — Societatea Sidmar pune la punct un sistem fără contact pentru măsurarea planităţii benzii laminate, p. 45 — Sistem de măsurare fără contact pentru controlul foarfecelor de şutare, p. 55 — Convenţia anuală AISE 1983 — Program tehnic preliminar, p. 65 — Convenţia anuală AISE 1983 — rezumatele lucrărilor care urmează să fie prezentate, p. 77.

Iron and Steel Engineer, S. U. A., nr. 8, 1983

Convenţia anuală AISE susţinută în anul 1983 — Programul tehnic, p. 15 — Noile aplicaţii ale laminoarelor perforatoare cu presă şi ale laminoarelor cu dorn de reţinere la societăţile Algoma Steel Corp., TAMSA şi U. S. Steel Corp., p. 27 — Noua uzină Berg Pipe din Panama City şi performanţele sale, p. 36 — Furnale moderne — Partea I: planificarea, proiectarea şi construirea furnalului B de la societatea Mannesmann, p. 41 — Bateria de cocsificare B de la uzinele Clairton aparţinînd societăţii U. S. Steel: o nouă tehnologie de producere a cocsului, p. 52 — Un sistem modern de control prin calculator pentru cuptoarele de reîncălzire, p. 55 — Trecerea în revistă a oţelăriilor LD şi situaţia acestora pe plan mondial în anul 1983, p. 63 — Statistici mondiale privitoare la producţiile de oţel apărute în lucrarea „Lumea oţelului în cifre" editată în anul 1983 de Institutul Internaţional de Siderurgie, p. 71 — Societatea Carpenter va instala un nou atelier de forjare, p. 73 — Un nou tip de cilindru reduce timpii de oprire, p. 75 — Evaluarea cu raze X a depunerilor din gaze de pe conductele cuptoarelor de cocsificare, p. 76.

Iron and Steel Engineer, S. U. A., nr. 9, 1983

Expoziţia de siderurgie şi Convenţia anuală AISE; ghid şi program — 1983, p. P.1 — Un program de îmbunătăţire a metodelor de control al produselor fără sudură, la uzina din Chicago a Societăţii Republic Steel, p. 17 — Un model computerizat pentru prevederea duratelor de încălzire, menţinere şi răcire în cuptorul de recoacere a colacilor de sîrmă, p. 22 — Sistem de control al necesarului de curent electric la uzina Claymont a Societăţii Phoenix Steel, p. 34 — Sisteme de control al emisiilor — o funcţie a cuptorului electric cu arc UHP pentru elaborarea oţelului, p. 39 — Utilizarea unor metode geostatice în rezolvarea problemelor ridicate de emisiile de la sursă, p. 42 — Laminorul computerizat asigură controlul producţiei la firma Dynamet, p. 48 — O nouă metodă de eliminare a prafului de cocs, p. 50 — Recuperarea căldurii din gazele calde, p. 51 — O nouă metodă pentru controlul nivelului din distribuitor, p. 52.

Iron and Steel Engineer, S. U. A., nr. 10, 1983

Extinderea cuptorului electric : o ameninţare pentru convertizorul cu insuflare de oxigen, p. 17 — O metodă pentru echilibrarea arcului cuptoarelor electrice, p. 21 — Societatea Badische Stahlwerke AG : un minilaminor cu costuri minime, p. 30 — Tratamentul în oală pe baza unei noi metode cu sîrmă cu miez de Ca, p. 35 — Energia în cuptorul cu arc. Echipamente existente şi viitoare, p. 42 — O trecere în revistă a noilor tehnologii utilizate în cuptorul cu arc, p. 45 — Noul laminor integrat la Societatea ISCOTT, p. 48 — Opritor pneumatic pentru zgură la convertizoarele cu oxigen, p. 53 — Tehnologia cu plasmă se impune în Suedia, p. 67 — Utilizarea pe scară largă a unui echipament cu plasmă, p. 69 — Procedeul KR : Producerea fontei lichide şi a gazului reducător cu cărbune, p. 71 — Tehnologiile moderne, p. 73 — Noul sistem de calibrare Kelk reduce pierderile de la debavurarea sleburilor şi tablelor, p. 78.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 11, 1983

Controlul grosimii la laminarea la rece, p. 21 — Aspecte legate de concepţie şi de funcţionare la uzina Lake Erie de la firma Stelco, p. 32 — Punerea la punct a sistemului de izolaţie ENCOPANEL la laminoarele de benzi la cald, p. 36 — Sistem uniflux : un nou procedeu de recoacere a încărcăturii, p. 43 — O nouă concepţie pentru linia continuă de decapare a benzilor, p. 50 — Preîncălzirea deşeurilor cu ajutorul gazelor arse de la cuptoarele electrice cu arc, p. 54 — Punerea la punct a tăierii semifabricatelor, p. 62 — Procedeu de acoperire de protecţie pentru oţelurile ultrarapide la Societatea Continental Copper and Steel Industries, Inc. (CCS), p. 68 — Societatea Cabot cumpără o instalaţie de fabricare a barelor, p. 72 — Expoziţia de metalurgie — 1983 şi convenţia anuală AISE — prezentare generală, p. 73.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 12, 1983

Controlul automat al calibrării la un laminor pentru tablă groasă de 110 in, p. 17 — Distribuirea temperaturii de tranziţie în cilindrii de lucru în timpul laminării la cald a tablei subţiri şi a benzilor, p. 21 — Cilindru de măsurare a defectelor ascunse de formă apărute în timpul laminării, p. 27 — Pirometrul cuptorului de reîncălzire cu lungime de undă dublă, p. 30 — Controlul calibrului, lăţimii, profilului şi formei la un laminor pentru tablă groasă aparţinînd uzinelor Rantarunkki, p. 35 — Noua instalaţie pentru tratament termic al barelor de la societatea Atlas Steel, p. 40 — Laminarea la rece a oţelului inoxidabil pe un laminor cu caje în formă de Z modernizat, p. 49 — Noua generaţie de laminoare pentru laminarea benzilor la cald de la uzinele Yawata ale societăţii Nippon Steel, p. 53 — Uzinele Middletown ale societăţii Armco Inc. au înregistrat o nouă performanţă : 100 mil. t de oţel după 83 ani de funcţionare continuă, p. 62 — Avantajele oferite de rolele maşinii de turnare centrifugă orizontală de la uzinele Mackintosh-Hemphill, p. 63.

Ogneupori, U. R. S. S., nr. 6, 1984

Produse hexagonale pentru grătare din badeleit, p. 6 — Mase cu conţinut de carbon pentru ştamparea jgheaburilor şi a învelişului gurilor de evacuare a fontei din furnale, p. 10 — Armarea refractarelor din periclaz cu cristale filiforme de oxid de magneziu, p. 13 — Influenţa adaosurilor de oxizi şi a mediului de ardere asupra recristalizării oxidului de crom, p. 15 — Formarea structurii şi a proprietăţilor materialelor topite electric sub acţiunea cîmpurilor electromagnetice, p. 18 — Obţinerea unor suspensii din corindon şi zirconiu, proprietăţile reologice şi liante ale acestora, p. 22 — Zăcămîntul de argile refractare de la Ulianovsk, p. 25 — Elaborarea tehnologiei de fabricaţie a plăcilor compuse nearse din periclaz pentru închizătoarele cu sertar de la oalele de turnare a oţelului, p. 32 — Piese din corindon cu densitate medie pentru o instalaţie de presare izostatică a pulberilor, p. 34 — Micşorarea aderării (lipirii) matriţelor de forma de presare la presarea refractarelor mulitocorindonice, p. 36 — Mecanizarea împachetării produselor refractare paralelipipedice, p. 39 — Analiza mecanismului de degradare a căptuşelilor monolit turnate de la oalele pentru turnarea oţelului, p. 42 — Studierea rezistenţei la acţiunea zgurelor şi a deformării sub sarcină a maselor cu conţinut mare de alumină pentru ştampare la căptuşelile monolit de la oalele pentru turnarea oţelului, p. 44 — Căptuşeală monolit a fundului oalelor pentru turnarea oţelului, p. 46 — Elaborarea tehnologiei de torcretare a cuptoarelor cu canal şi cu inducţie de menţinere a fontei, p. 51 — Un nou procedeu de căptuşire prin turnare a oalelor pentru turnarea oţelului în Japonia, p. 56 — Obţinerea şi proprietăţile fibrelor policristaline de oxid de aluminiu, p. 58.

Stal, U. R. S. S., nr. 10, 1984

Elaborarea tehnologiei de metalizare a peletelor de minereu de fier, în cuptorul experimental cu cuvă de la uzina Zaporojstal, p. 4 — Arderea peletelor prin insuflarea în strat a cărbunilor mărunţiţi, p. 8 — Sarcinile organizaţiei tehnico-ştiinţifice cu privire la creşterea nivelului tehnic al producţiei de oţel şi la accelerarea introducerii turnării continue a oţelului, p. 13 — Îmbunătăţirea tehnologiei şi a regimului termic al cuptorului Martin, p. 22 — Turnarea oţelului neclamat tratat cu amestec de zgură cu conţinut de bor, p. 23 — Tehnologia de utilizare a wolframului din deşeurile sapelor de foraj, p. 30 — Determinarea menţinerii optime a lingourilor în lingotiere, p. 32 — Conducerea automată a alimentării cu cocs la arderea căptuşelii convertizorului, p. 34 — Dezvoltarea turnării continue a oţelului în etapa actuală, p. 35 — Lucrări noi în domeniul cercetării materialelor şi al tehnologiei de obţinere a acestora. Utilizarea vidului în metalurgie, p. 36 — Analiza procedeelor de control şi de conducere a procesului de coacere a electrozilor de la cuptoarele electrice de mare putere pentru feroaliaje, p. 40 — Mărunţirea selectivă ca procedeu de măcinare fără pericol a materialelor inflamabile şi explozibile, p. 43 — Prevenirea tendinţei de degradare a cilindrilor de sprijin de la laminoarele de tablă, p. 45 — Regimul termic al exploatării cilindrilor de la laminorul continuu cu cinci caje 1 700, p. 48 — Mărirea rezervelor de cilindri de lucru la laminarea la rece, p. 50 — Răcirea calibrelor cilindrilor de laminor, p. 51 — Sîrmă pentru încărcarea prin sudură a cilindrilor de laminor, p. 54 — Calibrarea capetelor burlanelor de tubaj pe prese hidraulice, p. 56 — Acumulatoare în spirală pentru bandă, p. 57 — Condiţii de temperatură la trefilarea sîrmei pe instalaţia de trefilare în flux continuu, p. 59 — Proprietăţile mecanice ale sîrmei de armături la trefilarea pe o instalaţie de trefilare în flux continuu, p. 61 — Probleme ale dezvoltării trefilării cu contratensiune, p. 63 — Influenţa procedeului de elaborare asupra structurii şi proprietăţilor oţelului pentru fabricarea cilindrilor de laminare la rece, p. 65 — Revenirea la temperaturi joase a cilindrilor de lucru de la liniile de laminare la rece 1 200 şi 2 500, p. 69 — Caracterul raţional al utilizării oţelului 75HSMF pentru laminorul cu 20 de cilindri, p. 71 — Influenţa componenţei şi a regimurilor de laminare asupra plasticităţii oţelului cu crom şi mangan, p. 73 — Formarea unei reţele de carburi în oţelurile cu conţinut ridicat de carbon, p. 75 — Punerea la punct a unei producţii de pulberi de mare tonaj la uzina metalurgică din Sulinsk, p. 76 — Acoperiri de pulberi pentru etanşări, p. 79 — Stimularea materială şi eficienţa activităţii conducătorilor din secţiile întreprinderilor, p. 83 — Organizarea muncii în brigadă şi eficienţa producţiei, p. 85 — Încălzirea lingourilor în cuptoarele adînci de la slebing, prin utilizarea unui calculator electronic, p. 88 — Prevenirea depunerilor de carbonat în utilajele răcite cu apă ale cuptoarelor, p. 91 — Probleme de economisire a resurselor, p. 93.

ÎNTREPRINDEREA-ANTREPRIZĂ DE CONSTRUCȚII MONTAJE METALURGICE ȘI REPARAȚII

Tîrgoviște

Str. Laminorului nr:5
telex: 17268 - I.C.M.M. Dîmboviţa
cod: 0200
Tîrgovişte, jud. Dîmboviţa

Execută lucrări de construcții-montaj pentru:

- combinate siderurgice
- fabrici de produse refractare
- întreprinderi de prelucrări metalurgice
- fabrici de produse cărbunoase
- întreprinderi de extragere şi prelucrare a aluminiului, precum şi reparaţii capitale de agregate siderurgice şi din industria aluminiului

1985 AUG 2.

E 3.2180

1985 JUL 2 3

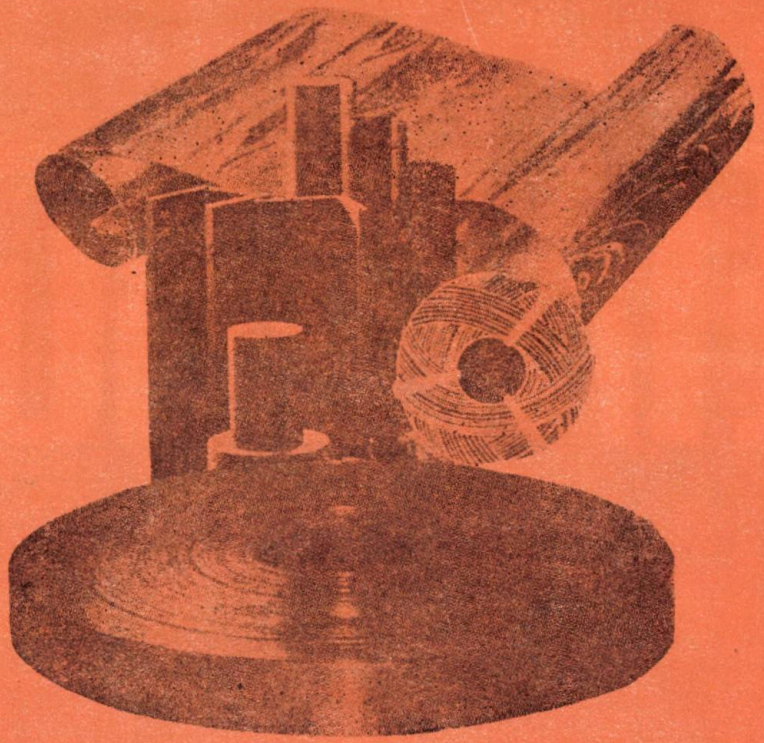
METALURGIA

REFERALVA

Kohászat

6

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 6 • IUNIE 1985



METALEXPORTIMPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

OFFERS :

- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy steel
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanized coils
- seamless steel line pipes; casing
- longitudinal welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires, prestressed concrete wires and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy-steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, cold rolled sheets and strips, foils, properzi wires)

„METALEXPORTIMPORT"
Bucharest-Romania 23-25, Mendeleev Street
TELEX: 11515 TELEPHONE 620, 621

METALURGIA

Anul 37 Nr. 6 Iunie 1985

CUPRINS

Mazur ,Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T., Bilgăr, D. şi *Rusu, V.* : **Consideraţii privind influenţa măcinării unor amesteceuri de huilă asupra proprietăţilor tehnologice ale acestora** 281

Berceanu, E., Butnariu, I. şi *Berceanu, Cecilia* : **Unele consideraţii privind influenţa factorilor de la elaborarea şi turnarea unor oţeluri aliate, cu proprietăţi de uzare ameliorate, utilizate la realizarea unor subansambluri metalice care lucrează la temperaturi ridicate în medii corosive** 284

Pîrvu, Gh., Teodorescu, V., Suceveanu, Gh. şi *Constantinescu, Sara* : **Benzi laminate la rece din oţel bifazic. Analiza structurii prin microscopie electronică** 287

Mitelea, I. şi *Farbaş, Valeria* : **Morfologia transformărilor fazice la sudarea prin frecare a sculelor aşchietoare** 292

Bratu, C., Ştefănescu, Fl. şi *Geczo, L.* : **Cercetări privind influenţa unor factori asupra proprietăţilor termofizice ale formelor de turnare** 296

Munteanu, Al. : **Încercări experimentale de călire direct din turnare a oţelului austenitic manganos** 301

Gutman, Alena, Măntescu, Mariana şi *Novac, Carmen* : **Influenţa unor parametri fizici şi chimici asupra comportării reologice a pastelor ceramice supuse injectării în matriţe** 305

Piţigoi, B. : **Fenomene tranzitorii în sistemele hidraulice industriale din metalurgie. Instalaţie hidraulică de desţunderizare (IV). Partea de aspiraţie** 308

Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia, Iulian, Olga şi *Bălăceanu, Anca* : **Comportarea la coroziune în medii acide a oţelului inoxidabil UB6** 318

Verdeş, E., Dăringă, V. şi *Pleşa, Gabriela* : **Aspecte privind recuperarea amoniacului din gazul de cocs** . . 322

DOCUMENTARE 291

REVISTA REVISTELOR 300, 326

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

„I. P. „Informația" — c. 1201

CONTENTS

DC : 662.741.3

Mazur, Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T., Bîlgăr, D. and *Rusu, V.* : **Considerations on the influence of pit coal mixture crushing on their technological properties**

In order to ensure a satisfying granulometrical charge composition, the authors studied the mixture behaviour at crushing operation. The paper describes the two steel behaviour during crushing and the measures which must be taken in order to ensure a satisfying charge grain size.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 281—283

DC : 669.18 :621.74

Berceanu, E., Butnariu, I. and *Berceanu, Cecilia* : **The influence of the factors typical for steelmaking and casting process of alloy steels which improved wear properties. Their use in high temperature corrosive media industrial structures.**

The paper deals with problems related to heat resisting steelmaking and to their use in industrial structures, when submitted to high temperature corrsoive media.
Experimental tests have pointed out the factors which determine the steel quantity, a prerequisite of the operation of industrial structure made of this type of steel.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 284—286

DC : 543.062 :669.14 — 418

Pîrvu, Gh., Teodorescu, V., Sucevcanu, Gh. and *Constantinescu, Sara* : **Dual phase cold rolled strips. Electron microscope analysis of the structure**

The authors present the results of the experiments carried out with a view to obtaining dual phase steel strips with resilience-elongation, strain hardening and deformation characteristics higher than those of conventional steels.

The study of the dual phase structure with the help of electron microscope has highlighted ferritomartensitic structure made of ferrite grains in which martensite lamellas on the boundaries are included.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 287—291

DC : 621.791.16 :621.753

Mitelea, I. and *Farbaş, Valeria* : **The morphology of phase transformations at cutting tool welding by friction**

In order to save rapid steels, large size cutting tools are made of two pieces united by end-to-end welding, the active part being made of rapid steel, the abutment being made of carbon steel or of heat-treated low alloy steel.

The authors present the phase transformations which occur during friction welding of Rp3 rapid steel with OLC45 carbon steel.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 292—295

DC : 621.746.22

Braţu, C., Şefănescu, Fl. and *Geczo, L.* : **Researches on the influence of certain factors on the thermophysical properties of casting mould**

The paper deals with the possibility of controlling the solidification process, using sands with different thermophysical properties. The authors present a laboratory installation to determine the thermal conductivity, analysing, on the basis of the eperimental data, the influence of additives, binder quantity, moisture and of stamping degree on the main thermophysical properties of sands.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 296—300

DC : 669.141,25 :620.179.16

Munteanu, Al. : **Experimental tests of manganese austenitic steel quenching operation directly from casting operation**

The fact that manganese austenitic steels castings cooled in moulds doesn't present the eutectic transformation typical for structural steels suggest the possibility of direct quenching, using the casting heat.

The paper presents the results obtained by direct quenching, from the point view of structure and of the mechanical properties obtained.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 301—304

DC : 621.743

Gulman, Atena, Măntescu, Mariana and *Novac, Carmen* : **The influence of physical and chemical parameters on the rheological behaviour of ceramic slurry introduced in dies**

In the process of ceramic core making, needed for the investment casting of hollowed parts by means of easily fusible moulds, ceramic slurry viscosity is the main parameter.

The present paper is concerned with the research work regarding the effect of the temperature of the chemical nature of plastifiers and of the total percentage of plastifiers on the ceramic slurry viscosity.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 305—307

DC : 621.7.022 :669.053.4

Piţigoi, B. : **Transitory phenomena in industrial hydraulic systems of the iron and steel industry. Descaling hydraulic equipment**

In industrial hydraulic systems, operating on a nonpermanent flow basis, transitory phenomena occur in pump aspiration as well as in pump upsetting.
The transitory phenomena occured during the aspiration of the pumps included in nonpermanent flow hydraulic systems are presented in the paper under the form of a fundamental study whose results are tested on an industrial equipments used for hot rolled strip descaling.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 308—317

DC : 669.14.018.8 :620.193.41

Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia, Iulian, Olga and *Bălăceanu, Anca* : **UB6 stainless steel corrosion behaviour in acid media**

The authors studied UB6 steel corrosion in 0,01—5 M H_2SO_4 and HCl acid media by electrochemical measurements. The determinations have highlighted the passivation tendency of steel in H_2SO_4, and less in HCl.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 318—321

DC : 662.74/.3.004.8

Verdeş, E., Dărîgă, V. and *Pleşa, Gabriela* : **Aspects of ammonia recovery from coke gas**

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 322—324

INHALT

DK : 662.741.3

Mazur, Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T., Bilgăr, D. und *Rusu, V.* : **Betrachtungen über den Einfluss der Zerkleinerung einiger Steinkohlengemische auf ihre technologischen Eigenschaften**

Für die Sicherung einer entsprechenden Kornzusammensetzung der Koksfüllung wurde das Zerkleinerungsverhalten einiger Steinkohlengemische studiert.

Es wurde das Zerkleinerungsverhalten studiert und die notwendigen Massnahmen angeführt für die Sicherung einer optimalen Kornzusammensetzung der Koksfüllung.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 281–283

DK : 669.18 :621.74

Berceanu, E., Bulnariu, I. und *Berceanu, Cecilia* : **Betrachtungen über einige Einflussfaktoren bei der Herstellung und das Giessen von verschleissfesten legierten Stählen für den Betrieb bei hohen Temperaturen und in Angriffsmedien**

Die Arbeit bespricht die Herstellung der wärmefesten Stähle und den Einsatz dieser Stähle für den Betrieb bei hohen Temperaturen und in Angriffsmedien.

Die Untersuchungen haben die Eigenschaften hervorgehoben, die die Qualität dieser Stähle bestimmen und die Grundbedingung im Betrieb der Industriebauten bedeuten.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 284–286

DK : 543.062. :669.14 – 418

Pirvu, Gh., Teodorescu, V., Suceveanu,Gh. und *Constantinescu, Sara* : **Kaltgewalzte Bänder aus Zweiphasenstählen. Röntgenstrukturanalyse mit Hilfe des Elektronenmikroskops**

Es werden die durchgeführten Analysen beschrieben für die Hertstellung von Bändern aus Zweiphasenstählen mit verbesserten Kerbschlag — Dehn — Kalthärtungs — und Verformungseigenschaften im Vergleich zu den klassischen Stählen.

Die Gefügenanalysen mit Hilfe des Elektronenmikroskops haben das ferritisch-martensitische Gefüge aus Ferritkörner mit Martensitlamellen hervorgehoben.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 287–291

DK : 621.791.16 :621.753

Mitelea, I. und *Farbaş, Valeria* : **Die Morphologie der Phasenumwandlungen beim Reibungsschweissen der Zerspannungswerkzeuge**

Zwecks Einsparung der Schnellarbeitsstähle werden die Zerspannungswerkzeuge mit grossen Abmessungen aus zwei stumpfgeschweissten Teilen, der aktive Teil aus Schnellarbeitsstahl und der Werkzeugsupport aus Kohlenstoffstählen oder aus schwachlegierten Vergütungsstählen.

Es werden die Phasenumwandlungen angegeben, die beim Reibungsschweissen des Schnellstahles Rp 3 mit dem Kohlenstoffsthal OLC 45, auftreten.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 292–295

DK : 621.746.22

Bratu, C., Ştefănescu, Fl. und *Geczo, L.* : **Der Einfluss einiger Faktoren auf die thermophysischen Eigenschaften der Giessformen**

Die Steuerung des Erstarrungsprozesses mit Hilfe der Formmassen mit verschiedenen thermophysischen Eigenschaften. Es wird eine Laboranlage beschrieben für die Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit und des Einflusses der Zuschläge der Bindemittelmenge der Feuchtigkeit und des Aufstampfens auf die thermophysischen Eigenschaften der Formmassen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 296–300

DK : 669.141.25 :620.178.16

Munteanu, Al. : **Untersuchungen über die Härtung des austenischen Manganstahles direkt nach dem Giessen**

Da die aus Manganstählen gegossenen und in Formen gekühlten Teile keine typischen eutektischen Umwandlungen aufweisen, wie z.B. die Baustähle, bietet sich die Härtunsgsmöglichkeit direkt aus der Giesswärme.

Es werden das Gefüge und die erhaltenen mechanischen Eigenschaften nach der Direkthärtung angegeben.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 301–304

DK : 621.743

Gutman, Atena, Mănlescu, Mariana und *Novac, Carmen* : **Der Einfluss einiger physischen und chemischen Faktoren auf das rheologische Verhalten der in Formen eingespritzten keramischen Stoffe**

Eine wichtige Eigenschaft der für das Feingiessen der Teile eingesetzten keramischen Stoffe ist die Zähigkeit.

In der Arbeit werden die Untersuchungen dargestellt über den Einfluss der Temperatur, der chemischen Zusammensetzung und des Plastifizierungsgehaltes auf die Zähigkeit der keramischen Stoffe .

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 305–307

DK : 621.7.022. :669.053.4

Pitigoi, B. : **Übergangsvorgänge in den hydraulischen Antrieben aus der Metallurgie IV Hydraulische Entzunderungsanlage B — Absaugteil**

Die in unstätigem Strömungsregime arbeitenden hydraulischen Antriebe werden von Übergangsvorgängen begleitet, sowohl im Absaug-als auch im Pressteil der Pumpen.

Diese Übergangsvorgänge wurden als ein theoretisches Studium angeführt und auf eine industrielle Bandentzunderungsanlage geprüft.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 308–317

DK : 669.14.018.8 :620.193.41

Landauer, Ortansa, Maleescu, Cornelia, Iulian, Olga und *Băläceanu, Anca* : **Das Korrosionsverhalten in Säuremedien des nichtrostenden Stahles UB6**

Mit Hilfe von elektrochemischen Messungen wurde das Korrosionsverhalten des Stahles UB 6 in Säuremedien (Schwefelsäure und Salzsäure 0,01 – 5 M) studiert. Die Untersuchungen haben die Passivierungstendenz des Stahles in Schwefelsäure und weniger in Salzsäure hervorgehoben.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 318–321

DK : 662.741.3.004.7

Verdeş, E., Dăringă, V. und *Pleşa, Gabriela* : **Betrachtungen über die Ammoniakrückgewinnung aus dem Koksgas.**

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 322–324

SOMMAIRE

CD : 662.741.3

Mazur, Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T., Bilgăr, D. et *Rusu, V.*: **Considérations concernant l'influence du broyage des mélanges de houilles sur leurs propriétés technologiques**

En vue d'assurer une composition granulométrique adéquate de la charge, on a étudié le comportement au broyage de certains mélanges de houilles.

On décrit le comportement au broyage de deux mélanges et les mesures nécessaires pour assurer la granulation adéquate de la charge.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 281—283

CD : 669.18 :621.74

Berceanu, E., Bulnariu, I. et *Berceanu, Cecilia*: **Considérations concernant l'influence des facteurs du processus d'élaboration et de coulée de certains aciers alliés ayant des propriétés d'usure améliorés, utilisés à la réalisation de certains sous-ensembles métalliques employés aux températures élevées en milieux corrosifs**

On présente des aspects concernant l'élaboration des aciers thermorésistants et le domaine d'utilisation de ces aciers pour réaliser des constructions industrielles employées aux températures élevées et en milieux corrosifs.

Les expériments ont mis en évidence les facteurs qui déterminent la qualité de ces aciers, condition essencielle dans l'exploitation des constructions industrielles réalisées en ces nuances d'aciers.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 284—286

CD : 543.062. :669.14—418

Pîrvu, Gh., Teodorescu, V., Sucevcanu, Gh. et *Constantinescu, Sara*: **Bandes laminées à froid en acier à deux phases. L'analyse de la structure par microscopie électronique**

On présente les résultats des expériments effectuées en vue d'obtenir des bandes en acier à deux phases, qui ont des propriétés de résilience-allongement, d'écrouissage et de déformabilité supérieures aux aciers conventionnels.

L'analyse de la structure de l'acier à deux phases à l'aide du microscope électronique a mis en évidence la structure ferrite-martensitique qui englobe des grains de ferrite ainsi que des lamelles de martenstite sur les limites des grains.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 287—291

CD : 621.791.16 :612.743

Mitelea, I. et *Farbaş, Valeria*: **La morphologie des changements de phase au soudage par friction des outils à découper**

En vue d'épargner les aciers rapides, les outils à découper de grandes dimensions sont exécutés de deux pièces liées par soudure bout à bout; la partie active en acier rapide et le support en acier carbon ou en acier faiblement allié de traitement.

On présente les transformations phasiques qui interviennent à la soudure par friction de l'acier rapide Rp3 avec l'acier carbone de qualité OLC 45.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 292—295

CD : 621.746.22

Bratu, C., Ştefănescu, Fl. et *Geczo, L.*: **Recherches concernant l'influence de certains facteurs sur les propriectés thermophysiques des moules de coulée**

Le travail se propose d'analyser la possibilité de commander les processus de solidification, en utilisant des mélanges de coulée ayant des propriétés thermophysiques différentes. On présente une installation de laboratoire pour déterminer la conductivité thermique et, à partir des données expérimentales obtenues, on analyse l'influence des additions, de la quantité de liant, de l'humidité et du degré de compactage sur les principales propriétés thermophysiques du moule de coulée.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 296—300

CD : 141.25 :620.178.16

Munteanu, Al.: **Essais expérimentaux de trempe directe après la coulée de l'acier austénitique manganeux**

Les aciers austénitiques manganeux coulés en pièces et refroidis en forme ne présentent pas la transformation eutectoide typique aux aciers de construction. Ce fait sugère la possibilité de trempe en utilisant la température de la pièce coulée.

On présente les résultats obtenus par la trempe directe, du point de vue de la structure et des propriétés mécaniques obtenues.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 301—304

CD : 621.743

Guiman, Alena, Măntescu, Mariana et *Novac, Carmen*: **L'influence des paramètres physiques et chimiques sur le comportement réologique des pâtes céramiques introduites dans les matrices**

Dans le processus technologique d'obtention des noyaux céramiques nécessaires à la coulée de précision des pièces qui ont des cavités en utilisant des modèles fusibles, la viscosité des pâtes céramiques est un paramètre essentiel.

On présente des recherches concernant l'influence de la température, de la nature chimique des plastifiants de même que du pourcentage total de plastifiant sur la viscosité des pâtes céramiques.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 305—307

CD : 621.7.022 :669.053.4

Pitigoi, B.: **Phénomènes transitoires dans les systèmes hydrauliques industriels de la métallurgie. Installation hydraulique de décalaminage IV**

Les systèmes hydrauliques industriels qui fonctionnent en régime de coulée non-permanent présentent des phénomènes transitoires sur le côté d'absorbtion de même que sur le côté de refoulement des pompes.

Les phénomènes transitoires qui apparaissent lors de l'absorbtion des pompes des systèmes hydrauliques ayant un régime de coulée non-permanent sont présentés sous la forme d'un étude théorique verifié sur une installation industrielle employée pour le décalaminage des bandes laminées à chaud.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 308—317

CD : 669.14.018.8 :620.193.41

Landauer, Ortansa, Mateescu, Cornelia, Iulian, Olga et *Bălăceanu, Anca*: **Le comportement à la corrosion en milieu acide de l'acier inoxydable UB6**

On a étudié, par des testes électrochimiques, la corrosion de l'aicer UB 6, produit roumain, dans les solutions d'acide sulphurique et clorhidriques avec des concentrations 0,01—5 M. Les résultats ont montré la tendance de passivation de l'acier dans l'acide sulphurique qui est moindre dans l'acide clorhidrique.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 318—321

CD : 662.741.3.004.8

Verdeş, E., Dăringă, V. et *Pleşa, Gabriela*: **Aspects concernant la réeupération de l'ammoniac du gaz de cokerie**

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 322—324

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.741.3

Мазур, Маргарета, Фориш, Ш., Марку, Т., Былгэр, Д. и *Русу, В.:* **Соображения по влиянию измельчения смесей каменного угля на технологические свойства**

С целью обеспечения удовлетворительного гранулометрического состава плавки изучается поведение при измельчении смеси каменного угля.

В работе описывается поведение при измельчении двух смесей и необходимые меры для обеспечения удовлетворительной зернистости плавки.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 281—283

ДК: 669.18: 621.74

Берчеану, Е., Бутнарю, И. и *Берчеану, Чечилья:* **Соображения по влиянию факторов от выплавки и разливки легирующих сталей с улучшенными свойствами износа, применяемые при реализовании металлических узлов, работающих при высоках температурах в коррозионной среде**

В работе изучается выплавка жароупорной стали и аспекты связанные с облатью применения этих сталей в реализовании промышленных сооружений, работающих при высоких температурах и в коррозионных средах.

Экспериментальные испытания выявили факторы определяющие качество этих сталей, существенное условие в эксплуатации промышленных сооружений из этих категорий сталей.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 284—286

ДК: 543.62: 669.14-418

Пырву, Г., Теодореску, В., Сучевеану, Г. и *Константинеску, Сара:* **Холоднокатанные ленты из двухфазной стали. Анализ структуры электронной микроскопией**

Представлены результаты проведенных исследований с целью получения лент из двухфазной стали, с свойствами ударной вязкости-вытяжки, наклепа и деформируемости выше условных сталей.

Исследование структуры двухфазной стали с помощью электронного микроскопа выявило ферритомартенситовую структуру зернами ферриты линейно разукрашенными мартенситными пластинами.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 287—291

ДК: 621.791.16: 621.753

Мителеа, И. и *Фарбаш, Валерия:* **Морфология фазовых превращений при сварке трением режущих инструментов**

Для экономии быстрорежущих сталей изготовливаются режущиеся инструменты больших размеров из двух частей, соединенные стыковой сваркой, активная часть изготовлена из быстрорежущей стали, а опора из углеродистой или улучшаемой низколегированной стали.

Представлены фазовые превращения, появляющиеся при стыковой сварке быстрорежущей стали Рп3 с качественной углеродистой сталью ОЛС 45.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 292—295

ДК: 621.746.22

Брату, К., Штефэнеску, Ф. и *Джеко, Л.:* **Исследования относительно влияния факторов на термофизические свойства литейных форм**

Работа изучает возможность управления процессом затвердевания используя формовочные смеси с различными термофизическими свойствами. Представлена лабораторная установка для определения теплопроводности и анализируется на основе полученных экспериментальных данных влияние добавок, количества крепителя, влажности и степени уплотнения на основные термофизические свойства формовочной смеси.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 296—300

ДК: 669.141.25: 620.178.16

Мунтеану, Ал.: **Экспериментальные испытания закалки прямо с разливки марганцовистой аустенитной стали**

Факт что марганцовистые аустенитные стали, отлитые в детали и охлажденные в форме, не представляют типичное эвтетическое преобразование конструкционных сталей, дает возможность прямой закалки применяя теплоту отливки.

В работе представлены результаты полученные прямой закалкой с точки зрения структуры и полученные механические свойства.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 301—304

ДК: 621.743

Гутман, Атена, Мэнтеску, Марина и *Новак, Кармен:* **Влияние физических и химических параметров на реологическое поведение керамической массы, подвергаемой вспрыскиванию в штампы**

В рамках технологического процесса получения керамических стержней, необходимых прецизионному литью полых деталей, применяя жидкоплавкие модели, вязкость керамических масс является существенным параметром.

Представлены исследования по влиянию температуры, химической натуры пластификаторов, а также и процента пластификаторов на вязкость керамических масс.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 308—317

ДК: 621.7.022: 669.053.4

Пицигой, В.: **Переходные явления в промышленных гидравлических системах металлургии. Гидравлическая установка удаления окалины**

Промышленные гидравлические системы, работающие в непостоянном режиме течения, сопровождены переходными явлениями, как с отсасывающей, так и с нагнетательной стороны насосов.

Появляющиеся переходные явления в отсасывании насосов гидравлических систем с непостоянным режимом течения представлены в статы как теоретическое изучение, проверенного на промышленной установке, используемая при удалении окалины горячекатанных полос.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 318—321

ДК: 669.14..18.8: 620.193.41

Ландауер, Ортанса, Матееску, Корнелия, Юлиан, Ольга и Бэлэчану, Анка: **Поведение при коррозии в кислотных средах нержавеющей стали УБ6**

Изучается коррозия стали УБ6 в кислотных средах серной кислоты и соляной кислоты с концентрацией 0,01—5 М электрохимическими измерениями. Определения выявили склонность к пассивированию стали в серной кислоте, в меньшей степени в соляной кислоте.

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p.

ДК: 662.741.3.004.8

Вердеш, Е., Дэрынге, В. и *Плеша, Габриела:* **Аспекты рекуперации аммиака из коксового газа**

Metalurgia 37 (1985), nr. 6, p. 322—324

METALURGIA 6
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA
1985

Ing. Margareta Mazur, ing. Şt. Forizs, tehn. T. Marcu
C.C.P. Hunedoara
sing. D. Bilgăr şi sing. V. Rusu
C.S. „Victoria" — Călan

Consideraţii privind influenţa măcinării unor amestecuri de huilă asupra proprietăţilor tehnologice ale acestora

CZ : 662.741.3

Cercetările privind măcinarea individuală a componenţilor şarjei, în cazul unor structuri de reţete, au arătat că prin măcinarea directă a componenţilor nu se poate realiza calitativ şi cantitativ şarja necesară pentru două baterii.

Modificarea fluxului de pregătire prin deblocarea funcţionării concomitente a celor două linii de semişarjă a permis efectuarea unor experimentări industriale privind dozarea prealabilă (predozare) şi măcinarea într-un circuit complex de măcinare a unor amestecuri duble. Aceste amestecuri predozate şi premăcinate s-au introdus într-un siloz de la dozare, participînd, ca un singur component, la formarea definitivă a şarjei.

Scopul acestor determinări a fost :

— creşterea debitului de dozare pentru mărirea preciziei de dozare a componenţilor individuali cu participare mică în structura de reţetă ;

— reducerea la minimum, sau cel puţin sub limita periculoasă, a fracţiei + 5 mm, fără a mări în mod deosebit fracţia 0 — 0,6 mm.

Cercetările s-au desfăşurat în direcţia formării a două amestecuri cu caracter complet diferit.

I. Amestecul 1 (*A*1), compus din două huile cu granulaţia iniţială mare şi cu participare procentuală, în reţetă, apropiată. Acest amestec s-a format din huila indigenă, spălată la Coroeşti, şi înlocuitor de huilă, LUB, huilă import simbol C_2 33—34.

II. Amestecul 2 (*A*2), degresant, compus din cei doi degresanţi de bază, semicocsul de fluidizare, obţinut din huila energetică PLDL, şi huila degresantă C_2 35—37.

Comportarea la măcinare a amestecului A1

Verificarea comportării la măcinare a amestecului de huile de bază (*A*1) s-a efectuat în următoarele direcţii :

— modul de segregare a unor caracteristici tehnice şi tehnologice pe fracţii granulometrice în urma măcinării concomitente ;

— verificarea repartizării fracţiilor granulometrice caracteristice la diferite debite de măcinare în cazul unor amestecuri cu participare variabilă a componenţilor.

Această verificare a fost necesară, deoarece la analiza măcinabilităţii componenţilor individuali s-au constatat diferenţe sensibile în comportarea lor la măcinare.

Încercările s-au efectuat pentru două proporţii diferite de participare a celor două huile în amestec.

1. Predominarea huilei C_2 33—34, component cu măcinabilitate mai redusă, cu aglutinare mai bună şi compoziţie petrografică duritică :

— amestec Coroeşti plus huilă C_2 33—34, în raport de 1 : 2 ;

— amestec Coroeşti—huilă C_2 33—34, în raport de 2 : 3 ;

2. Raport invers cu predominarea amestecului Coroeşti :

— amestec Coroeşti—huilă C_2 33—34, în raport de 3 : 2 ;

— amestec Coroeşti—huilă C_2 33—34, în raport de 2 : 1.

Cercetările de laborator ale acestor amestecuri din punct de vedere al aglutinării au dus la următoarele observaţii :

— tendinţa de variaţie a caracteristicilor, pe clase granulometrice, este de acelaşi sens în privinţa dilatării şi a conţinutului de cenuşă ;

— înrăutăţirea mai puternică a proprietăţilor tehnologice exprimate prin dilatarea „*b*", la amestecul cu predominarea huilei Coroeşti, în cazul fracţiilor granulometrice 1—3 şi + 5 mm, arată influenţa negativă a granulaţiei iniţiale mari a amestecului Coroeşti ;

— comportarea deosebită a celor două huile la măcinare în amestec rezultă şi din variaţia randamentului de materii volatile pe fracţii granulometrice ;

— nivelul mai ridicat al conținutului de cenușă și sulf în cazul amestecurilor cu predominarea huilei Coroești este consecința directă a genezei și naturii huilelor din Valea Jiului.

Nivelul mai ridicat al conținutului de cenușă, pe lîngă cauze genetice, determină în anumită măsură aglutinarea mai slabă a huilei Coroești, respectiv a amestecului cu predominarea acestei huile.

Datele prezentate mai sus indică mai mult comportarea calitativă la măcinare a amestecului 1 ($A1$).

Comportarea calitativă la măcinarea concomitentă a amestecului Coroești + huilă C_2 33–34 rezultă din prelucrarea statistică a variației fracțiilor granulometrice caracteristice, în funcție de debitul de măcinare (Q) și de proprietățile tehnice ale amestecului (A^{anh}, V^{anh}, S_T^{anh}).

Din datele prelucrate statistic prezintă interes practic modul de repartizare a valorilor numerice ale fracției +5 mm în funcție de debitul (Q), pentru cele două cazuri de amestec ($A1$), care se redau în figura 1.

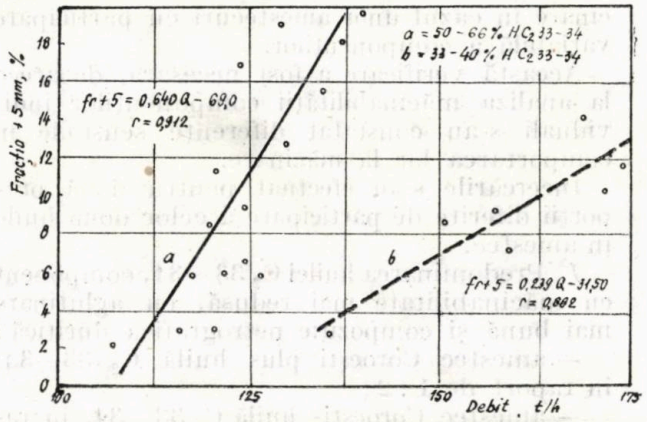


Fig. 1. Variația fracției + 5 mm, în funcție de debitul $A1$ (CO + C_2 33–34)

Din datele prezentate rezultă o serie de observații practice :

— măcinarea concomitentă a amestecului Coroești + huilă C_2 33–34, cu predominarea acesteia din urmă, poate fi realizată numai la debite mici de 100–150 t/h. La aceste debite se constată concentrarea puternică a granulelor mari (fracția + 5 mm) pe măsura creșterii debitului de măcinare;

— măcinarea amestecului $A1$ cu predominarea huilei Coroești (curba 2) permite mărirea debitului la 150 – 175 t/h, cu menținerea fracției + 5 mm la nivel mai scăzut;

— corelația cea mai bună, în cazul măcinării concomitente a acestui amestec de huile, s-a obținut la variația fracției + 5 mm în funcție de debit. Această legătură strînsă a formării granulelor mari în funcție de debit , ca și în cazul măcinării directe a huilelor individuale, poate deveni limitatoare pentru fluxul de pregătire;

— creșterea ponderii de influență a conținutului de cenușă și volatile se observă în cazul variației fracției mai mici de 0,6 mm. Acest lucru arată influența indirectă a huilei Coroești, în cazul supramăcinării acesteia. Astfel se confirmă presupunerea influenței negative a măcinării huilei C_2 33–34 cu amestecul de huile Coroești;

— realizarea unei granulații satisfăcătoare la măcinarea amestecului ($A1$) depinde în mod hotărîtor de debitul de măcinare, care are o pondere de influență de 42–74 % în cazul predominării huilei C_2 33–34 și 33–51 % în cazul predominării huilei Coroești.

În felul acesta, debitul de măcinare poate deveni factor limitator pentru măcinarea amestecului $A1$ și pregătirea șarjei.

Creșterea ponderii de influență a celorlalți factori, mai ales în cazul predominării huilei Coroești, arată indirect că și debitul de măcinare la rîndul său poate fi influențat de factorii calitativi ai amestecului (probleme ce depășesc limitele acestui matrial).

Comportarea la măcinare a degresantului A2

Experimentările de laborator și industriale au arătat că huila degresantă C_2 35–37 nu poate fi utilizată în formă brută la alcătuirea șarjei de cocsificare, datorită neunifromității sale petrografice.

Măcinarea prealabilă separată a acestei huile este soluția ideală pentru înlăturarea influenței sale negative, în cazul utilizării în stare brută. Acest lucru nefiind posibil din motive tehnologice și de timp, s-a pus problema formării unui amestec degresant pornind de la huila C_2 35–37.

Condiția necesară și suficientă ar fi ca cel de-al doilea component să fie tot un degresant cu proprietăți de măcinabilitate asemănătoare cu cele ale huilei C_2 35–37. Această condiție nu este satisfăcută de nici una din huilele care participă la alcătuirea șarjei, fapt pentru care drept al doilea component s-a luat ca degresant artificial – semicocsul. Acest lucru se justifică numai prin asemănarea neuniformității petrografice a celor doi componenți.

Cercetarea comportării amestecului degresant 2($A2$) este îngreuiată de lipsa totală de aglutinare a semicocsului și de aglutinarea relativ redusă a huilei C_2 36–37.

Cercetările de laborator privind aglutinarea și caracteristicile tehnice ale principalelor clase granulometrice permit unele observații :

— la proba medie și fracția 0–0,2 mm, în aparatul Audibert-Arnu, nu apare nici cel puțin contracția. Contracția maximă obținută la fracția 1–3 mm poate fi interpretată ca rezultatul cumulativ al golurilor dintre granule (pe lîngă influența huilei degresante C_2 36–37);

— cenușa se concentrează în fracțiile mărunte și mari, în fracțiile mărunte indicînd prezența semicocsului cu cenușă ridicată, iar în fracțiile mari, a inertinitului din huila C_2 36—37 ;

— creșterea puternică a randamentului de materii volatile în fracțiile mari denotă prezența granulelor de semicocs (PLD) nedegazate în suficientă măsură ;

— conținutul ridicat de sulf, fără variație sensibilă, se datorește sulfului fin dispersat, caracteristic semicocsului obținut din huilele energetice din Valea Jiului.

Pentru verificarea industrială a comportării la măcinare a amestecului degresant ($A2$) s-a trecut la experimentări de măcinare la debite diferite.

Reprezentarea grafică a variației fracției + 5 mm, în funcție de debitul de măcinare (Q) a amestecului A_2, este redată în figura 2.

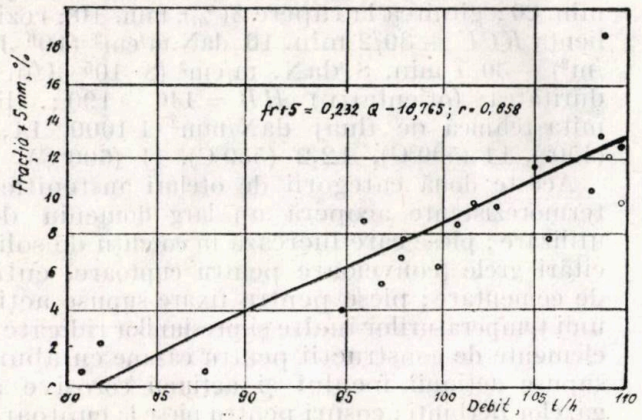


Fig. 2. Variația funcției + 5 mm, în funcție de debitul A 2 (C_2 35—37 + Sx)

Concluziile ce decurg din variația caracteristicilor prezentate sînt :

— finețea de măcinare în cazul amestecului degresant dat depinde de debitul de măcinare (Q), în proporție de 90—91 %, numai la fracțiile 0—3 mm și + 5 mm ;

— formarea fracției 0—0,6 mm este determinată în proporție de 51 % de materiile volatile.

Creșterea materiilor volatile, la rîndul lor, depinde de participarea huilei C_2 36—37 și a bucăților mari de semicocs nedegazate în suficientă măsură ;

— reducerea fracției + 5 mm, sub limita periculoasă, este posibilă numai la debite mici, sub 90 t/h ;

— la debite uzuale de predozare a amestecului degresant de 100 ± 10 t/h, prezența fracției + 5 mm este de 4—7 % ;

— raportul de semicocs : huilă degresantă fiind 1 : 2, dozatoarele gravimetrice lucrează la un debit de 30—35 t/h, pentru semicocs, și 60 — 65 t/h, pentru huila degresantă C_2 36—37, deci sub debitul nominal și neechilibrat necesar asigurării preciziei de dozare .

Din aceste experimentări s-a constatat că măcinarea concomitentă a huilei degresante C_2 36—37 cu semicocs (PLDL) nu are efectul scontat asupra pregătirii șarjei și se justifică numai prin necesitatea măcinării prealabile a huilei degresante și mărirea preciziei de dozare prin creșterea debitului de măcinare.

Încercările de laborator și industriale, privind comportarea la măcinare a amestecului 1 ($A1$), format din huila de bază Coroești și huila C_2 33—34 și amestecul 2 ($A2$), huilă degresantă C_2 36—37 + semicocs, au arătat posibilitatea utilizării unor asemenea scheme de măcinare prealabilă cu următoarele precizări :

1—premăcinarea amestecului A1 este posibilă numai dacă se menține proporția egală de componenți sau predomină huila Coroești ;

2—predozarea în ambele cazuri duce la creșterea debitului pe un dozator gravimetric, mărind precizia de dozare teoretică și reală ;

3—formarea acestor amestecuri duce la creșterea consumului de energie și mărirea timpului de pregătire a șarjei, datorită blocării circuitelor de semișarjă ;

4—dezavantajele de la punctele *2* și *3* conduc la ideea necesității măcinării prealabile a componenților individuali în afara circuitului de măcinare.

Unele considerații privind influența factorilor de la elaborarea și turnarea unor oțeluri aliate, cu proprietăți de uzare ameliorate, utilizate la realizarea unor subansambluri metalice care lucrează la temperaturi ridicate în medii corosive

Ing. E. Berceanu, ing. I. Butnariu
I.P. București
ing. Cecilia Berceanu
I.M.R.A. București

CZ : 669.18 :621.74

Dezvoltarea impetuoasă și diversificarea continuă a industriei constructoare de mașini, cu prioritate a ramurilor de vîrf din programele naționale nucleare și aeronautice, impune atenției în mod deosebit problematica complexă legată de utilizarea unei game largi de oțeluri termorezistente.

Fiabilitatea construcțiilor metalice care lucrează în medii corosive la temperaturi înalte este influențată puternic de corelațiile factorilor reprezentativi de la elaborarea și turnarea oțelurilor, care se regăsesc în calitatea acestora. Dintre proprietățile caracteristice specifice oțelurilor utilizate în condițiile amintite, rezistența la uzare, împreună cu proprietățile de refractaritate și anticoroziune, prezintă un interes deosebit, determinînd de cele mai multe ori scoaterea prematură din funcțiune a pieselor supuse la solicitări de oboseală și uzare. Este știut faptul că oțelurile termorezistente au ca element principal de aliere cromul și în funcție de compoziția chimică (în special conținutul de carbon, nichel, siliciu, mangan, molibden) se pot identifica oțelurile feritice, martensitice, austenitice, precum și ferito-austenitice, respectiv martensito-austenitice, într-o gamă sortimentală foarte largă.

În această lucrare, axată pe o serie de cercetări experimentale aplicative, se fac referiri la două grupe de oțeluri austenitice :

— oțeluri termorezistente care prezintă în principal caracteristica de refractaritate ca proprietate specifică, asociată proprietății de uzură mecanică, abrazivă sau de aderență (gripare), regăsite individual sau în asociere în așa-numita uzură prin frecare. Aceste oțeluri conțin de regulă : $C \leqslant 0{,}25\%$; $Cr = 23-27\%$; $Ni = 18-21\%$; $Si = 1{,}5-2{,}5\%$ și $Mn \leqslant 1{,}5\%$ și prezintă refractaritate pînă la 1 100 — 1 200°C și următoarele caracteristici mecanice (orientative) : limita de curgere $R_{p0,2}$, min. 23 daN/mm² ; rezistența la tracțiune R_m, min. 50 daN/mm² ; alungirea A_5 (%), min. 20 ; duritatea (informativ) HB, 140—190 ;

— oțeluri termorezistente cu caracteristici superioare de refractaritate și de rezistență la uzarea corosivă sub una din formele întîlnite frecvent : coroziunea generală, coroziunea în puncte și coroziunea intergranulară. Aceste oțeluri conțin de regulă : $C \leqslant 0{,}12\%$; $Si \leqslant 0{,}8\%$; $Mn = 1-2\%$; $Cr = 16-19\%$; $Ni = 8-14\%$; $Mo = 2 - 2{,}5\%$ și prezintă următoarele caracteristici mecanice (orientative) : limita de curgere $R_{p0,2}$, min. 22—24 daN/mm² ; rezistența la tracțiune R_m, min. 5 daN/mm² ; alungirea A_5(%), min. 20 ; gîtuirea la rupere Z(%), min. 10 ; reziliența KCU — 30/2 min. 10 daN.m/cm² (10^6 J/m²) —30/5 min. 8 daN. m/cm² ($8 \cdot 10^5$ J/m²) duritatea (orientativ) $HB = 140 - 190$; limita tehnică de fluaj daN/mm² 1/1000 14,5 (450°), 14 (500°C), 12,2 (550°C), 11 (600°C).

Aceste două categorii de oțeluri austenitice termorezistente acoperă un larg domeniu de utilizare : piese care lucrează în condiții de solicitări grele (conveioare pentru cuptoare, cutii de cementare ; piese pentru fixare supuse acțiunii temperaturilor înalte și presiunilor ridicate ; elemente de construcții pentru cazane cu aburi supuse acțiunii focului și acțiunii corosive a gazelor fierbinți ; coșuri pentru piese la cuptoare de tratament termic ; instalații de conversie a metanului, piroliza gazelor, hidrogenizare ; grătare de focare ; camere de ardere pentru motoare de avioane ; elemente de construcții metalice pentru turbine și pentru centrale nucleare).

Din indicațiile privind domeniul de utilizare în general sau pentru fiecare element sau piesă în particular, rezultă că opțiunea pentru o marcă de oțel sau alta se face în funcție de proprietățile specifice ale oțelurilor (de întrebuințare și tehnologice) în vederea asigurării rolului funcțional respectiv. Pentru a stabili numărul minim al proprietăților, care sînt necesare în vederea stabilirii comportării oțelului într-o anumită construcție, s-au făcut numeroase cercetări. După unii cercetători [1], [2], în stadiul actual circa 45 de factori (printre care și caracteristicile de refractaritate, rezistență la oboseală termică, rezistență la fluaj, rezistență la uzare, rezistență la coroziune) — care definesc particularitățile specifice oțelurilor termorezistente — sînt suficiente, servind, după caz, drept criterii de apreciere a oțelurilor în vederea alegerii lor.

Alegerea unui anumit oțel termorezistent — pentru realizarea unei piese sau element de

construcție dat — este corectă și economică atunci cînd asigură în condiții optime următoarele scopuri principale :

— asigurarea rolului funcțional prin îndeplinirea condițiilor de rezistență și rigiditate ;

— posibilitatea realizării piesei prin operații tehnologice cît mai simple, cu productivitate maximă și consum minim de scule ;

— economicitate maximă, realizată prin prețul materialului consumat și prin consecințele pe care le are asupra proprietăților de prelucrare și montaj.

Este știut faptul că de regulă calitatea oțelurilor se poate caracteriza prin gradul de puritate în gaze și în incluziuni nemetalice și prin proprietățile caracteristic especifice. În legătură cu noțiunea de calitate se impun atenției două observații : una se referă la faptul că calitatea nu este un scop în sine, ci posibilitatea de satisfacere a necesităților utilizatorului, iar a doua are în vedere că noțiunea modernă de calitate conduce la un efort de obiectivizare a parametrilor care o compun.

Este, fără îndoială, cert faptul că, indiferent de nivelul de referință al caracteristicilor impuse fiecărei mărci de oțel, calitatea dorită nu se poate realiza decît plecînd de la influențarea stării lichide a oțelului prin factorii specifici procesului de elaborare și turnare [3].

Oțelurile austenitice pot prezenta un inconvenient foarte serios după prelucrarea la cald și sudare : zonele expuse în timpul acestor operații la temperaturi cuprinse între 400 și 800°C pot suferi, în unele medii corosive, o dezagregare intergranulară. Această coroziune, atunci cînd este superficială, are ca efect producerea de fisuri la îndoire ; atunci cînd este profundă, ea duce la distrugerea totală a metalului.

Teoria cea mai răspîndită a coroziunii intergranulare admite că fenomenul este datorat unei precipitări a carburilor de crom în legăturile cristalelor și unei sărăciri în crom a zonelor vecine acestor legături.

Carbura de crom precipitată în legăturile cristalelor de austenită nu constituie, prin ea însăși, substanța atacabilă, însă, deoarece ea este mai bogată în crom (pînă la 90 %) decît metalul în cadrul căruia ea precipită, formarea sa necesită o migrație a cromului din regiunile vecine. Aceste zone sărăcesc deci în crom și nu mai rezistă la atacul chimic în unii reactivi, iar metalul suferă astfel o coroziune intergranulară.

Sînt cunoscute mai multe metode, dintre care reținatenția în special trei metode industriale pentru combaterea sensibilității la coroziunea integranulară :

— scăderea conținutului de carbon ;

— adăugarea de elemente avide de carbon, titan sau niobiu, care formează carburi insolubile ;

— schimbarea compoziției metalului, pentru a forma o structură mixtă austenită-ferită.

În experimentările efectuate cu un oțel termorezistent din prima categorie amintită (T 20 SiNiCr 250), s-au turnat piese de diferite tipodimensiuni pentru subansamblurile ce compun coșurile de transport de piese la exploatarea industrială a cuptoarelor de maleabilizare.

Utilizînd relații de echivalență de tipul :

$$Ni_e = Ni + 0{,}5\ Mn + 21\ C + 11{,}5\ N$$

$$Cr_e = Cr + 3\ Si + Mo$$

unde :

Ni, Mn, C, Cr, Si Mo, N reprezintă conținuturile de elemente în procente — pentru oțeluri care nu conțin titan și niobiu — și respectiv :

$$Ni'_e = Ni + 0{,}5\ Mn + 21\ C'$$

$$Cr'_e = Cr + 3\ Si + Mo + 10\ Ti' \text{ sau } + 4\ Nb'$$

în care :

$$Ti' = Ti - 3\ [(C - 0{,}03) + N] \text{ și}$$

$$Nb' = Nb - 8[(C - 0{,}03) + N]$$

$$C' = 0{,}03$$

reprezintă conținuturile „libere" de aceste elemente calculate prin excluderea părților din aceste elemente legate de carbon și azot.

În urma experimentărilor pe un număr de circa 500 șarje, s-a ajuns la o compoziție chimică care ar putea fi considerată ca optimă. Această compoziție pentru oțeluri fără Ti și Nb este :

$C = 0{,}15 - 0{,}20\ \%$; $Si = 1{,}7 - 2{,}0\ \%$;

$Nn = 1{,}0 - 1{,}3\ \%$;

$Cr = 24 - 26\ \%$; $Ni = 19 - 20\ \%$;

$S = 0{,}020 - 0{,}025\ \%$;

$P = 0{,}025 - 0{,}035\ \%$,

iar în cazul microalierii cu Ti sau Nb, conținuturile acestor elemente se vor fixa cu relații de echivalență.

Pentru oțelurile din a doua categorie studiată, cu conținut mai mic de carbon, s-au luat în considerare în principal două aspecte : fixarea cît mai corectă a conținutului de carbon în funcție de compoziția chimică și asigurarea unui grad avansat de omogenitate chimică.

Aceste aspecte trebuie puse în legătură cu faptul că, coroziunea intergranulară a oțelurilor austenitice fiind legată de precipitarea carburilor, remediul radical pare a fi micșorarea conținutului de carbon sub limita de solubilitate între 400 și 800°C. Într-adevăr, s-a constat că oțelurile de tipurile 18/8, conținînd mai puțin de 0,02 % carbon, nu mai sînt sensibile la coroziunea integranulară. Pentru menținere de scurtă durată, pot fi tolerate conținuturi de carbon de

ordinul a 0,03 — 0,04%. Au fost efectuate studii numeroase pentru determinarea conținutului exact de carbon, compatibil cu rezistența la coroziunea intergranulară [4].

Pe baza unui studiu statistic efectuat pe un număr de 200 șarje de oțel, cu compoziția chimică indicată pentru cea de-a doua categorie de oțeluri experimentale elaborate într-un cuptor electric cu inducție de 75 kg, s-a determinat raportul maxim între C și Cr, pentru care rezistența la coroziunea intergranulară s-a încadrat în valorile acceptabile pentru această categorie de piese care lucrează în regim de temperaturi ridicate și acțiuni mai pronunțat corosive a gazelor fierbinți.

Încercările au arătat cu o probabilitate de 85% că trebuie să existe sub 0,06% C (la un conținut de crom de 17,3%), pentru ca oțelul să reziste la un ciclu de ore de funcționare în

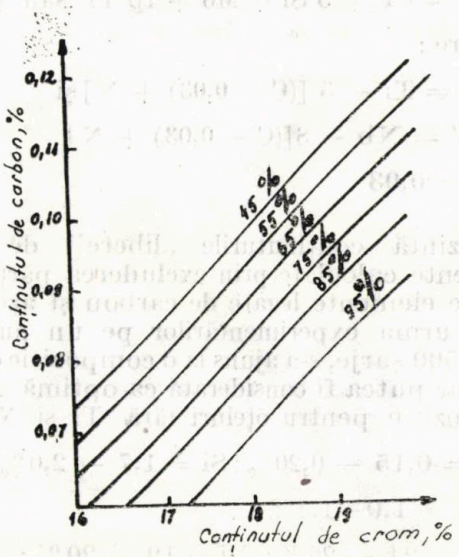


Fig. 1. Diagrama de probabilitate a coroziunii intergranulare

condițiile descrise, care să justifice o rentabilitate sporită. Se poate aprecia că oțelul se comportă foarte bine în exploatarea unor astfel de subansambluri în regimul de lucru menționat și la conținuturi de pînă la 0,10% C (fig. 1).

Conținutul de nichel al acestor șarje a oscilat în jur de 10%. Pe baza experimentărilor efectuate s-a stabilit o relație de tipul : $\%Cr - a \cdot \% C \geq b$, relație care se particularizează pentru fiecare categorie de oțel (pentru condițiile prezente de experimentare $a = 10$, $b = 16{,}7$).

În condițiile de funcționare a subansamblurilor urmărite în exploatare, s-a constatat că și piesele turnate din prima categorie de oțeluri experimentate (cu carbon mai ridicat) s-au comportat bine, mediul de lucru nefiind prea agresiv în condițiile de lucru specifice acestor agregate metalurgice.

Pentru realizarea condițiilor de calitate impuse acestor oțeluri, în cursul experimentărilor s-au impus atenției o serie de factori specifici elaborării și turnării.

Dintre aceștia se amintesc :

— respectarea riguroasă a componentelor din șarjă (fier vechi de calitate — 18%; deșeuri din oțel înalt aliat — 25,5%; nichel electrolitic — 13%; ferocrom afinat 25%; ferosiliciu 75 — 17%; feromangan afinat 92 — 1,80%);

— alegerea unei greutăți volumice convenabile și a unei dimensiuni caracteristice $d = 15$ mm, pentru materialele folosite în șarjă la o așezare cît mai compactă a încărcăturii, în vederea creării condițiilor practice de pătrundere intensivă a liniilor de forță magnetică. Dimensiunea (d) rezultă din relația :

$$\frac{\delta}{d} \geq 3{,}5$$

în care : δ este coeficientul de penetrație (pentru o frecvență a curentului $f = 8\,000$ Hz și valori) pentru rezistivitatea $\rho = 130 \times 10^{-6}\ \Omega \cdot$ ·cm și permeabilitatea magnetică $\mu = 1$) a avut o valoare de 1 000 mm, calculată cu relația :

$$\delta = 50{,}3 \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}}, \quad \text{cm}$$

— folosirea unui nivel ridicat și constant al puterii inductive, în funcție de caracteristicile încărcăturii, coroborată cu un factor de putere la nivelul performanțelor instalației electrice, pentru a realiza o durată minimă a șarjei cu efecte deosebite asupra calității oțelului elaborat;

— utilizarea unei scheme de dezoxidare adecvate pentru a asigura puritatea avansată a oțelului în incluziuni nemetalice oxidice [5];

— realizarea unei temperaturi de turnare în jurul valorii de 1 560°C (cu abateri de ± 10°C) la care oțelul prezintă fluiditate corespunzătoare, parametru care trebuie strict corelat cu viteza de turnare, pentru a atenua efectul negativ al viscozității mai ridicate a acestor oțeluri bogat aliate cu crom și nichel.

Corelarea corectă a factorilor de la elaborare și turnare conduce la obținerea unor oțeluri aliate (termorezistente) cu proprietăți de uzare ameliorate și la reproductibilitatea rezultatelor pe un număr mare de piese în condiții de exploatare date.

BIBLIOGRAFIE

[1] Humbert, M. În : Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 1, 1982, p. 59—65.

[2] Vacu, S., Rizescu, C., Berceanu, E. ș.a. *Elaborarea oțelurilor aliate*. București, Ed. tehnică, vol. I și II.

[3] Berceanu, E. și Butnariu, U. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1984, p. 61.

[4] Bleton, J. ș.a. Revue de Métallurgie, Franța, 1971.

[5] Kiessling, R. În : Journal of Metals, S.U.A., nr. 11, 1974.

Dr. ing. Gh. Pîrvu, dr. ing. Gh. Suceveanu,
ing. Sara Constantinescu
ICEM — București
fiz. V. Teodorescu
I.F.T.M. — București

Benzi laminate la rece din oțel bifazic. Analiza structurii prin microscopie electronică

CZ : 543.062 :669.14 – 418

Prin experimentări de laborator și semiindustriale s-a urmărit realizarea unor oțeluri bifazice cu o compoziție chimică economică și a unei tehnologii de fabricație a benzilor cu proprietăți de plasticitate—rezistență adecvate, realizabile în condițiile siderurgiei din R.S. România.

De asemenea, prin studii cu ajutorul microscopiei electronice de transmisie s-a urmărit aprofundarea caracteristicilor structurii bifazice feritomartensitice.

Materiale și metodica de cercetare

Elaborarea și deformarea plastică. S-a ales un număr de șapte compoziții chimice de oțeluri cu conținut scăzut în carbon (sub 0,1 %) aliate cu Si — Mn — Cr.

Elaborarea șarjelor s-a făcut într-un cuptor cu inducție de medie frecvență cu capacitatea de 50 kg. Lingourile turnate (□ de 90 și 100 mm × 350 mm) au fost forjate în bare de 10 mm grosime și 100 mm lățime, apoi laminate la cald în benzi de 3 mm grosime cu răcire în aer. După decapare, benzile de 3 mm au fost laminate la rece în benzi de 1,0 ; 1,5 și 2,0 mm grosime.

Din banda laminată la rece s-au executat probe de tracțiune normală cu lungimea $L_0 = 80$ mm (STAS 2619-76).

Tratamentul termic. Cercetările au fost îndreptate spre a se obține structura bifazică pe bandă laminată la rece, supusă unui tratament termic de recoacere continuă în domeniul $\alpha + \gamma$.

A fost ales un interval de temperaturi de recoacere cuprins între 700 și 950°C, mediile de răcire fiind aerul și apa. Durata de menținere la temperatura de recoacere a fost menținută constantă 5 min.

Rezultatele obținute

a) Compozițiile chimice care s-au dovedit apte a realiza o structură bifazică feritomartensitică după tratamentul termic aplicat au fost următoarele (%) :

	C	Si	Mn	Cr
oțelul *A*	0,07	0,70	0,96	0,61
oțelul *B*	0,06	1,45	1,47	0,45
oțelul *C*	0,07	1,22	1,35	0,46

Așadar, structura bifazică a fost obținută pe acele compoziții chimice în care conținutul de carbon a fost de 0,06 — 0,07 %, siliciul a fost cuprins între 0,70 și 1,45 %, manganul a fost de 0,96 — 1,47 %, iar conținutul de crom a fost cuprins între 0,45 și 0,61 %.

b) Temperatura de recoacere în domeniul $\alpha + \gamma$, la care s-au obținut proprietățile de rezistență și plasticitate optime, a fost de 780, 800 și 820°C, în cazul răcirii ulterioare în aer. După recoacerea în acest interval, benzile din oțel bifazic de 1,0—2,0 mm grosime au căpătat o rezistență la rupere de peste 600 N/mm² și alungiri de peste 20 % (pe probe cu lungimea $L_0 = 80$ mm).

c) Răcirea la apă după operația de recoacere a benzilor din oțel încercate asigură rezistențe la rupere superioare — care pot depăși 800 N/mm² — dar cu alungiri necorespunzătoare procesului de ambutisare adîncă.

d) Limita de curgere prezintă valori de 291 — 333 N/mm², iar raportul R/R_c este foarte ridicat (> 2) în același interval de temperaturi de recoacere de 780 — 820°C, în timp ce recoacerea în afara intervalului intercritic $\alpha + \gamma$ dă o limită la curgere ridicată și un raport R/R_c redus, ceea ce nu conferă o capacitate de deformare corespunzătoare.

În figura 1 se prezintă curbele tensiune-deformație obținute pe benzi din oțel bifazic tratate termic în domeniul $\alpha + \gamma$ (la 780, 800 și 820°C),

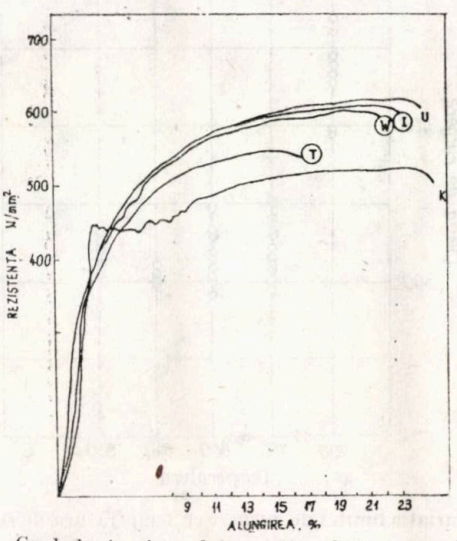


Fig. 1. Curbele tensiune-deformație obținute pe benzi din oțel bifazic :
U — recoacere 780°C (în domeniul $\alpha + \gamma$) ;
W — recoacere 800°C (în domeniul $\alpha + \gamma$) ;
I — recoacere 820°C (în domeniul $\alpha + \gamma$) ;
K — recoacere 700°C (în domeniul α)
T — recoacere 950°C (în domeniul γ)

precum și în afara acestui domeniu, respectiv la 700 și 950°C. Se poate observa că recoacerea în domeniul $\alpha + \gamma$ a conferit valori de rezistență și plasticitate superioare, precum și absența punctului de curgere.

În figura 2 se prezintă variația rezistenței la rupere și alungirii totale cu temperatura de recoacere la oțelurile bifazice elaborate și tratate termic. Apar evidente rezistența și alungirea superioare ale benzilor tratate în domeniul

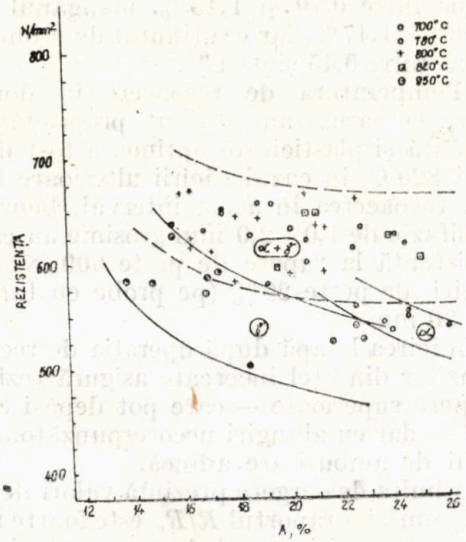


Fig. 2. Variația rezistenței și alungirii totale cu temperatura de recoacere

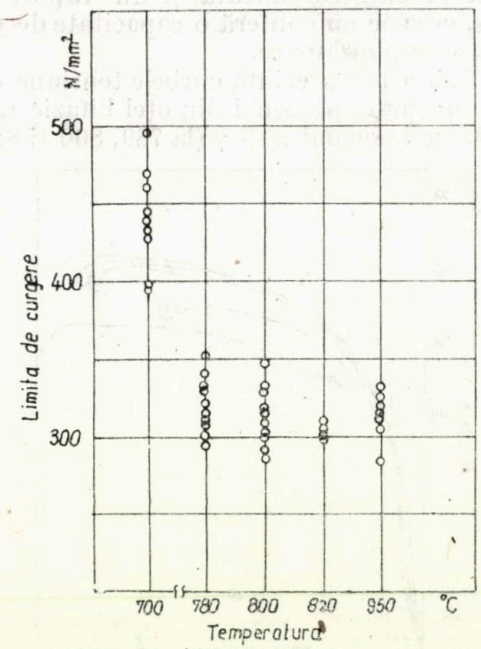
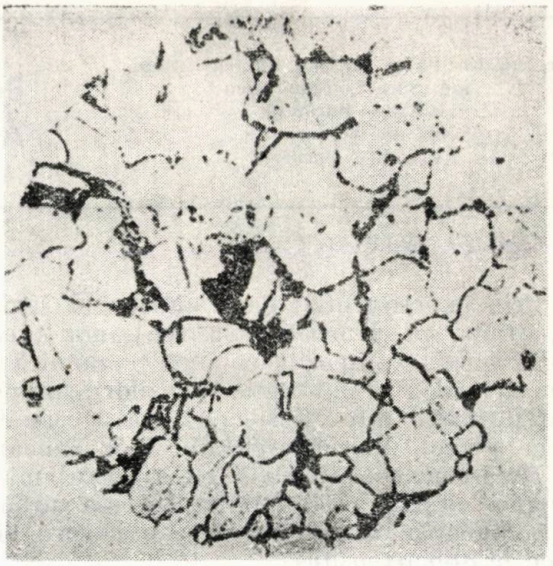
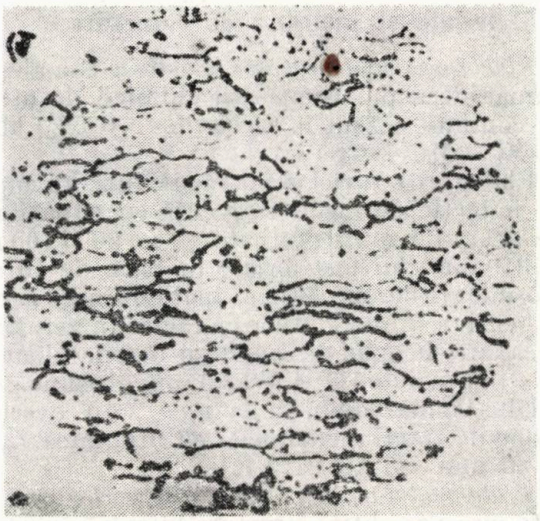


Fig. 3. Variația limitei de curgere cu temperatura de recoacere

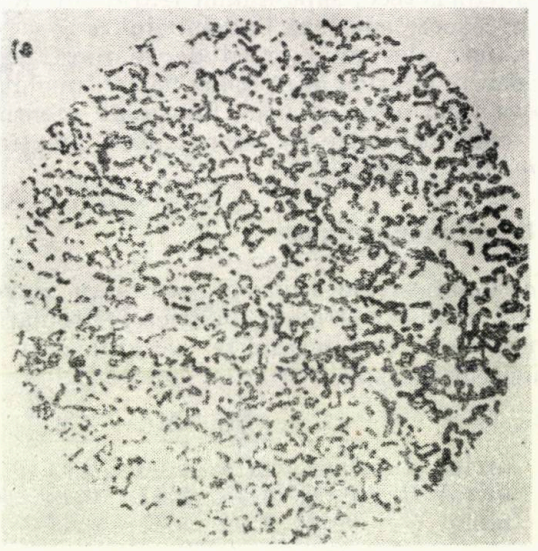
$\alpha + \gamma$, comparativ cu ale celor tratate în domeniile α și respectiv γ; se constată că valorile obținute pe valorile alese sînt similare celor prezentate de alți cercetători [2], [3].



a



b



c

Fig. 4. Structura oțelurilor bifazice după recoacere în domeniile γ (4, *a*); α (4, *b*); $\alpha + \gamma$ (4, *c*)

În figura 3 se prezintă variația limitei de curgere a benzilor din oțel bifazic în funcție de temperatura de recoacere; rezultă că valorile minime se obțin pe probele tratate în domeniul $\alpha + \gamma$.

În figurile 4 *a*, *b* și *c* sînt redate structurile obținute în urma recoacerii în domeniile α, $\alpha + \gamma$ și γ, și anume: recoacerea în domeniul γ (950°C) a determinat obținerea unei structuri feritoperlitice cu zone de perlită la limitele grăunților de ferită (4, *a*); recoacerea în domeniul α (700°C) a produs o structură feritică cu carburi pe limite și în interiorul grăunților (4, *b*); recoacerea în domeniul $\alpha + \gamma$ a condus la obținerea structurii feritomartensitice cu cca 15% martensită fin distribuită în masa feritică (4, *c*).

Studiul prin microscopie electronică al structurii

Probele au fost preparate prin subțiere electrochimică într-o instalație de tip Struers cu o soluție pe bază de acid percloric. Oțelul feritomartensitic este magnetic și apar probleme deosebite în obținerea imaginilor la măriri mari. Practic pot fi folosite numai probele care în urma subțierii păstrează o simetrie cilindrică.

Oțelul bifazic este format din grăunți de ferită de 10 — 20 μm diametru, decorați cu plachete și lamele lenticulare de martensită de 0,5 — —2 μm lărgime (fig. 5).

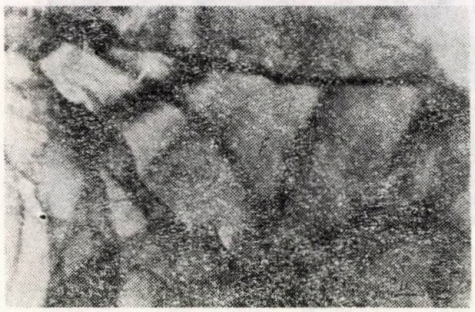


Fig. 5. Grăunte de ferită decorat cu lamele de martensită

Analiza unui set de imagini la mărire mică a permis estimarea raportului ariilor dintre martensita (M) și ferita (F), care în medie este $S_M/S_F = 10 - 15\%$.

Majoritatea granițelor din material sînt granițe de faza $M - F$, procentul de lungime a granițelor ferită-martensită, față de lungimea totală a granițelor măsurată la grăunții de ferită, este de 80—85%.

Ferita este curată, lipsită de precipitate și are o densitate relativ uniformă de dislocații de ordinul 20 — 50 μm² ($2 - 5 \times 10^9/cm^2$), cu vectori Burgers în toate orientările posibile.

În figura 6 se prezintă un aspect caracteristic acestei densități mari de dislocații în ferită.

Se observă contrastul complicat și numeroasele intersecții și schimbări de direcție, care se datoresc decorării miezului dislocațiilor cu atomi străini aflați în soluție, sau chiar cu clausteri de asemenea atomi. Această decorare fixează dislocațiile (cu energii relativ mici), ele fiind libere să se miște dacă primesc energii de ordinul de mărime a energiei miezului dislocației.

În unele situații se găsesc grăunți de ferită, în care dislocațiile s-au mișcat pe un set de plane de alunecare paralele (fig. 7) (probabil ca urmare a relaxării unor tensiuni interne). Și în acest caz densitatea de dislocații rămîne mare, deoarece unele dislocații rămîn agățate pe clausteri și acționează ca surse de dislocații.

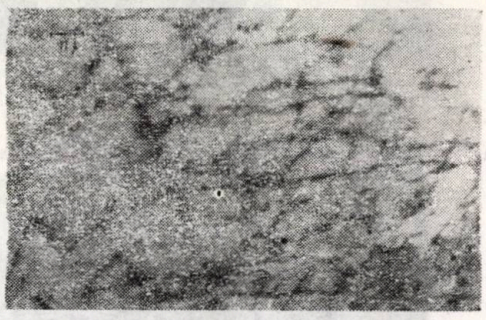


Fig. 6. Dislocații în ferită

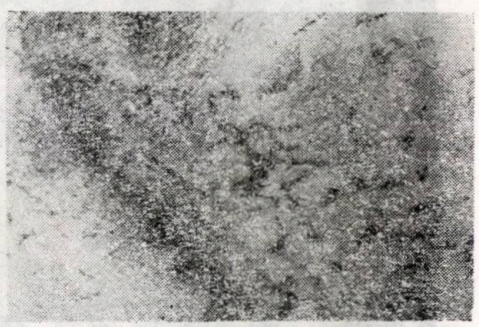


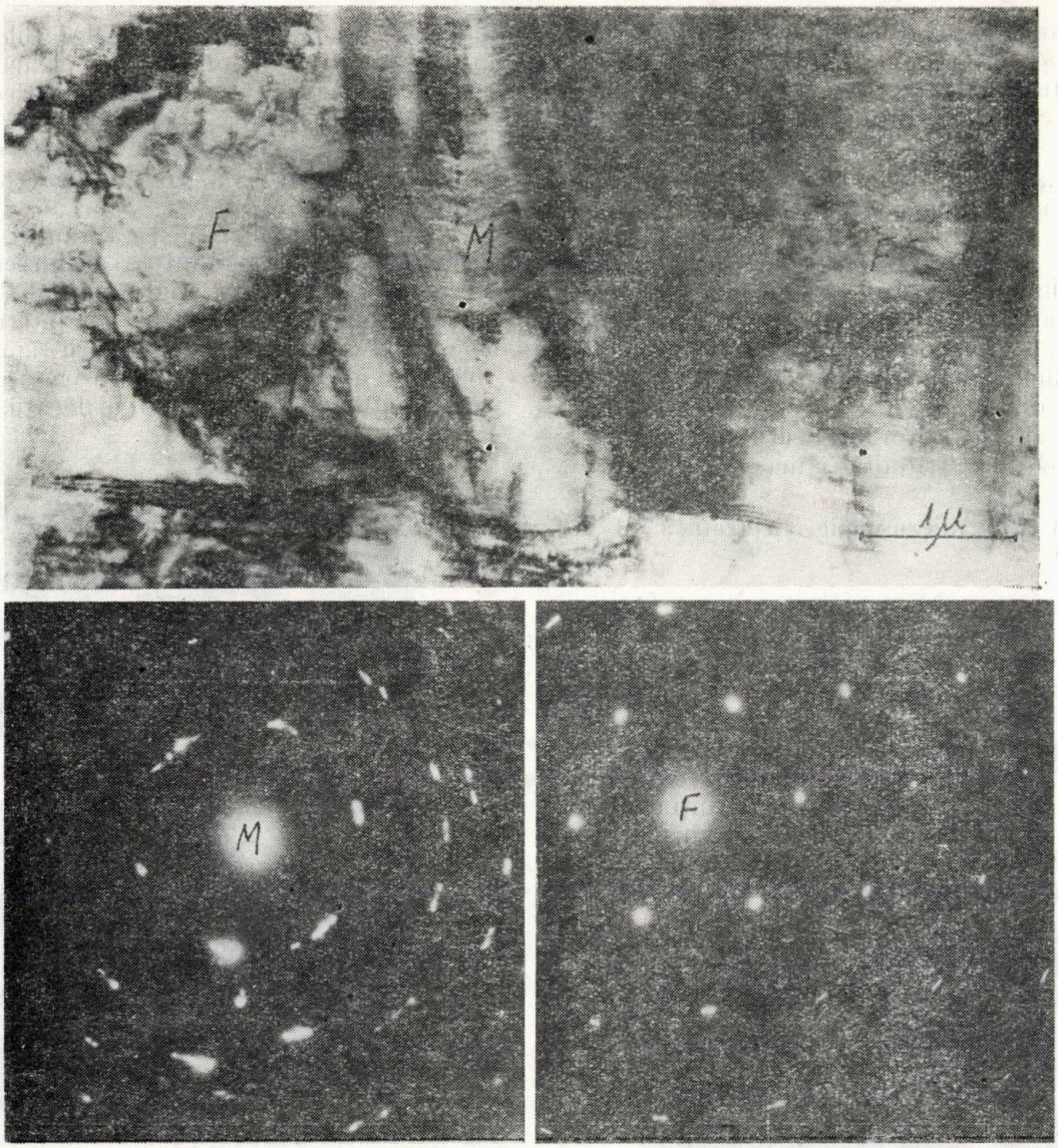
Fig. 7. Dislocații în ferită după mișcarea dislocațiilor pe un set de plane de alunecare

Structura martensitei este relativ greu de relevat, datorită contrastului deosebit de accidentat, dat de cîmpul elastic din material. Plăcile de martensită sînt formate dintr-un mozaic de microblocuri cristaline, cu o dispersie a axelor cristaline de ordinul 10 — 15°.

În figura 8 se observă un aspect caracteristic din material în cazul unui ax de zona <111>. Se observă că lamelele lenticulare de martensită sînt coerente cu matricea de ferită.

Imaginile de difracție de electroni indică starea de dezordine în mozaicul cristalin al martensitei, iar alungirea spoturilor de difracție în cazul feritei indică faptul că rețeaua de ferită este distorsionată elastic cu rotiri de ordinul 1 — 3°.

Martensita apare în ambele forme, maclată și alunecată, maclajul fiind mai evident în cazul plăcilor aflate pe granițe, mai puțin în cazul lamelelor lenticulare ce pătrund în ferită.



A B

Fig. 8. Imagini TEM şi SAED ale unui ax de zonă <111> în ferită. Martensita este coerentă cu ferita

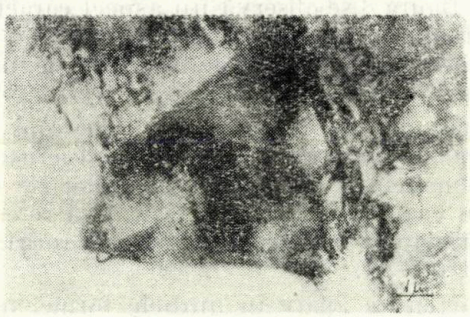


Fig. 9. Grăunte de martensită maclat aflat la intersecţia a trei grăunţi de ferită

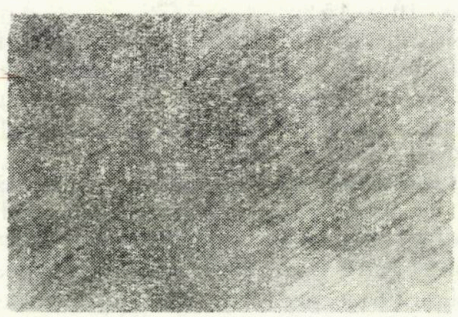


Fig. 10. Zonă de densitate mare şi defecte de impachetare. SAED indică prezenţa fazelor cubice şi hexagonale (ferită + martensită ε)

În figura 9 se prezintă un detaliu de structură a unui grăunte de martensită maclat, apărut la intersecția a trei grăunți de ferită.

Contrastul intern al blocurilor cristaline de martensită indică o evasiperiodicitate de ordinul 30 — 50 Å. Granițele $M - F$ nu sînt perfect delimitate și nu se observă o mărire a densității dislocațiilor în ferită, în apropierea graniței cu martensita.

Austenita reziduală are o concentrație foarte mică, apare în orientare $< 111 >_\alpha \parallel < 110 >_\gamma$ și a fost pusă în evidență prin SAED în cazul plachetelor mari de martensită (peste 2—3 μm lărgime).

În material apar, cu frecvență mică, zone ca în figura 10, cu o structură forfecată sugerînd o densitate foarte mare de defecte de împachetare paralele, iar imaginea SAED are spoturi de ferită cu urme de spoturi de fază hexagonală (martensita ε).

Concluzii

Experimentările efectuate în ICEM au pus în evidență posibilitatea de a se obține benzi din oțel bifazic, cu o structură formată dintr-o matrice feritică plastică, asociată cu 15% martensită uniform distribuită, cu proprietăți de rezistență-alungire, ecruisare și deformabilitate superioare oțelurilor convenționale.

Din benzi laminate la rece și recoapte în domeniul interfazic cu grosimea de 1,0—2,0 mm și lățimea de 100 mm, au fost executate repere de rezistență pentru autoturisme Dacia 1300. După un rulaj de peste 50 000 km reperele s-au comportat normal.

Cercetarea structurii oțelului bifazic cu ajutorul microscopului electronic a pus în evidență structura feritomartensitică prin grăunții de ferită decorați cu lamele de martensită pe limite. Grăunții de ferită sînt lipsiți de precipitate și au o densitate de dislocații de $2 - 5.10^9/cm^2$. Nu s-a observat blocarea dislocațiilor la limitele $F - M$ (ceea ce ar putea explica absența punctului de curgere).

BIBLIOGRAFIE

[1] Pîrvu, Gh. În: Metalurgia, R.S.R., 33, nr. 12, 1981, p. 636—639.

[2] Hayami, S. și Furukawa, T. În: Microalloying, Japonia, 75, 1975, vol. 1, p. 311—321.

[3] Owen, W-S. În: La Metallurgia Italiana, Italia, nr. 7—8, 1977, p. 293—305.

[4] Davies, R.G. *Research Report*. Ford Motor Company, S.U.A., Dearborn Michigan.

DOCUMENTARE

Afinarea și îndepărtarea zgurei în vid permit noii mașini de turnare continuă a firmei NKK să fie legată direct de laminorul la cald

Construirea mașinii nr. 5 de turnare continuă a sleburilor, la oțelăria nr. 3 de la uzinele Fukuyama — firma NKK, a fost terminată și pusă în funcțiune în septembrie 1984.

Noua mașină de turnat sleburi este unică prin faptul că este legată direct de linia nr. 2 a laminorului de benzi la cald, formînd un ansamblu ideal pentru laminarea directă la cald.

Cînd mașina de turnat sleburi este în funcțiune, oțelul lichid din convertizor este evacuat într-o oală de 300 t și este transportat la mașina de turnare pe o cale ferată lungă de 630 m pentru transportul automat al oțelului lichid.

Oțelul lichid produs prin procedee avansate de rafinare, de exemplu degazarea în vid în instalații de tratament RH și sisteme de purificare în vidsub zgură (VSC) recent introduse, este foarte pur.

Acest agregat de purificare sub zgură în vid este folosit pentru a îndepărta zgura de pe suprafața oțelului lichid din oală. Folosind un cap de sucțiune așezat în partea superioară a mașinii pentru comanda agregatului de curățare, zgura este îndepărtată cu o capacitate maximă de 600 kg/min, reducînd astfel mult nivelul impurităților din oțelul lichid.

Noua mașină de turnare, folosind multe tehnologii pentru îmbunătățirea calității, poate turna oțelul ultrapur în sleburi de calitate superioară apte pentru laminarea directă la cald.

Noua mașină de turnare produce sleburi cu o grosime de 220 mm și 700—1 650 mm lățime. Capacitatea inițială de producție de 180 000 t/lună va ajunge la 250 000 t, urmînd să manipuleze peste 80% din volumul laminării directe la cald.

Principalele caracteristici ale noii mașini de turnare a sleburilor sînt:

— Turnarea cu viteză mare (viteza maximă de turnare de 2,2 m/min) și instalațiile izolante și de încălzire montate în interiorul și exteriorul mașinii de turnare fac posibilă laminarea directă a sleburilor turnate calde (temperatura la intrarea în laminor este de 1 130 — 1 150°C).

— Folosirea unei mașini verticale cu curbură și a unui pas îngust între cilindri pentru producerea de sleburi din oțeluri de calitate superioară, fără defecte interioare.

— Utilizarea de diverse tipuri de computere și aparate de stabilire a secvențelor, care fac posibil un sistem de funcționare complet automat și economisirea de forță de muncă.

— Un sistem de răcire cu ceață pentru o răcire uniformă, obținîndu-se sleburi turnate fără defecte de suprafață.

— Detectare de fisuri și sisteme pentru prestabilirea calității pe timp real și asigurarea cu precizie mare a calității.

Prin intrarea în funcțiune a mașinii de turnare a sleburilor nr. 5, ponderea turnării continue la uzinele Fukuyama va ajunge la aproape 100%, incluzînd și cele patru mașini de turnare continuă existente. Laminarea directă la cald va duce de asemenea la o reducere importantă a cerințelor de încălzire de la 300 000 (turnarea convențională) la 50 000 kcal/t.

(În: *Steel Times International, Anglia, nr. 1, 1984, p. 10*)

Morfologia transformărilor fazice la sudarea prin frecare a sculelor aşchietoare

Dr. ing. I. Mitelea
Institutul politehnic „Traian Vuia" Timişoara
fiz. Valeria Farbaş
Institutul de sudură şi încercări de materiale — Timişoara

CZ : 621.791.16 :621.753

Sudarea prin frecare face parte din procedeele de sudare prin presiune la care energia necesară realizării sudurii este obţinută prin transformarea energiei mecanice de frecare a componentelor de sudat în căldură.

Schema de principiu a acestei metode tehnologice este redată în figura 1 şi cuprinde următoarele faze :

— antrenarea uneia dintre componentele de sudat într-o mişcare de rotaţie (fig. 1, *a*) şi presarea pe ea a celeilalte componente, fixe, cu o forţă axială F_f (fig. 1, *b*) ;

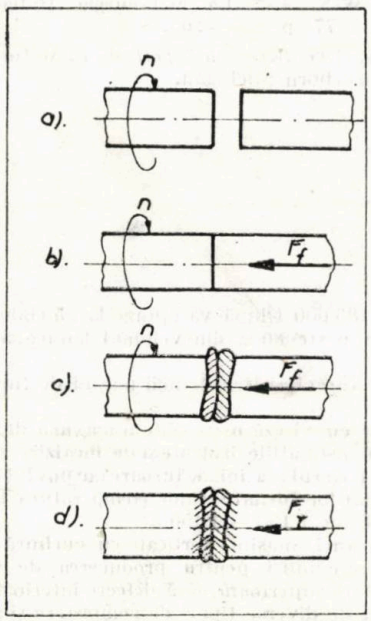


Fig. 1. Schema de principiu a sudării prin frecare

— încălzirea pentru deformare plastică la cald a capetelor componentelor sub acţiunea momentului de frecare determinat de forţa axială (fig. 1, *c*) ;

— refularea componentelor în vederea sudării lor, executată prin aplicarea unei forţe F_r după oprirea piesei din mişcarea de rotaţie.

Comparativ cu sudarea electrică prin presiune cu topire intermediară, acest procedeu oferă următoarele avantaje principale :

— posibilitatea sudării unor materiale cu temperaturi diferite de fuziune ;

— posibilitatea sudării unor componente avînd secţiuni şi forme diferite, ca de exemplu îmbinarea unor flanşe cu ţevi de diametre diferite, plăci cu bare etc. [1], [2] ;

— un domeniu foarte larg al dimensiunilor componentelor care pot fi sudate ; de exemplu, a fost posibilă sudarea pe plăci metalice a unor fire cu diametrul de numai 0,75 mm, sudarea ţevilor avînd diametrul de 1 200 mm, sudarea barelor din oţel cu diametrul de pînă la 150 mm.

Metodica de cercetare

În scopul economisirii oţelurilor rapide, sculele aşchietoare de dimensiuni mari se execută din două bucăţi unite prin sudură cap la cap, partea activă fiind executată din oţel rapid, iar suportul, din oţel carbon sau slab aliat de îmbunătăţire.

Pentru evidenţierea transformărilor fazice intervenite la sudarea prin frecare a oţelului rapid Rp3 cu oţelul carbon de calitate OLC 45 (Ø 16 × 40 mm), s-au efectuat cercetări experimentale folosind următoarele regimuri de lucru (tab. 1).

Tabelul 1

Regimurile de lucru folosite pentru experimentări

Regimul de sudare				
F_f	F_r	t_f	t_r	n,
daN		s		rot/min
5	5	7,44	7,16	1 450
5		7,44	7,16	1 450
5	8	7,54	7,16	1 450
5	5	12,20	7,16	1 450

Alegerea acestor parametri tehnologici s-a făcut pe baza datelor existente în literatura de specialitate [1], [2], ţinînd seamă de secţiunea componentelor de sudat şi de natura materialelor ce se îmbină. Imediat după încheierea operaţiei de sudare, probele respective au fost introduse într-un cuptor electric, pentru realizarea ciclului termic de recoacere prezentat în figura 2.

S-a adoptat acest regim de tratament termic pentru a se evita apariţia microfisurilor în zona de îmbinare, cauzate probabil de vitezele mari

de răcire după sudare și de conductivitatea termică mult mai scăzută a oțelului Rp3 comparativ cu cea a oțelului OLC 45.

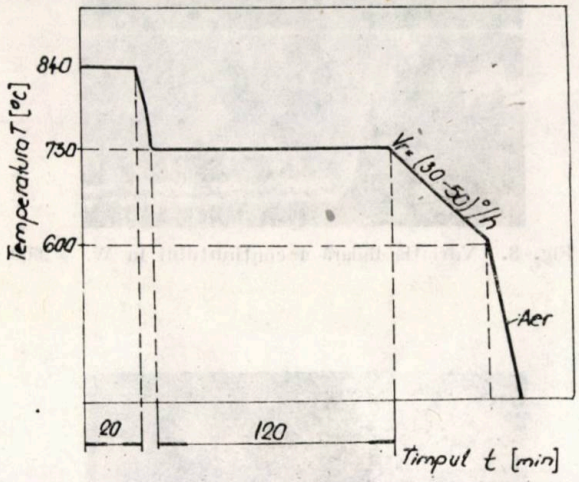


Fig. 2. Ciclul termic de recoacere aplicat după sudare

În final, o parte din probe au fost supuse tratamentului termic secundar, realizat diferențiat pentru cele două mărci de oțel, astfel :

— austenitizarea în băi de săruri la 1 280 ± ± 10°C a zonei din oțel rapid, folosind două trepte de preîncălzire, urmată de o răcire integrală a epruvetei în ulei ;

— revenirea integrală a epruvetei la 560 ± 10°C, într-un cuptor cu băi de săruri, timp de 60 min ;

— austenitizarea în băi de săruri la 850 ± ± 10°C a zonei din OLC 45 timp de 20 min, urmată de o răcire în ulei a întregii epruvete ;

— revenirea integrală a epruvetei la 560 ± ± 10°C timp de 60 min.

Astfel pregătite, îmbinările sudate au fost supuse analizelor macroscopice, încercărilor de duritate cu microsarcini și investigațiilor metalografice optice și electronice.

Rezultate experimentale

În figura 3, *a* — 3, *d* se prezintă macrostructura îmbinărilor sudate în cele patru variante tehnologice supuse ulterior tratamentului termic de recoacere.

Se remarcă o distribuție uniformă a zonei de influență termică pe secțiunea componentelor sudate, lipsa fisurilor și a altor defecte de sudură, precum și o formă corespunzătoare a îmbinării propriu-zise ; evident, oțelul Rp3 fiind mai dur prezintă o suprafață de separație de formă convexă.

Primele două regimuri de sudare se consideră mai avantajoase, deoarece asigură cea mai mică scurtare la sudare, de numai 7,8 mm, realizîndu-se într-un timp scurt, deci oferă o productivitate ridicată. Creșterea timpului de frecare la 12,20 s, deși nu modifică semnificativ mărimea zonei influențate termic (*ZIT*), provoacă o mărire considerabilă a scurtării la sudare (13,5 mm).

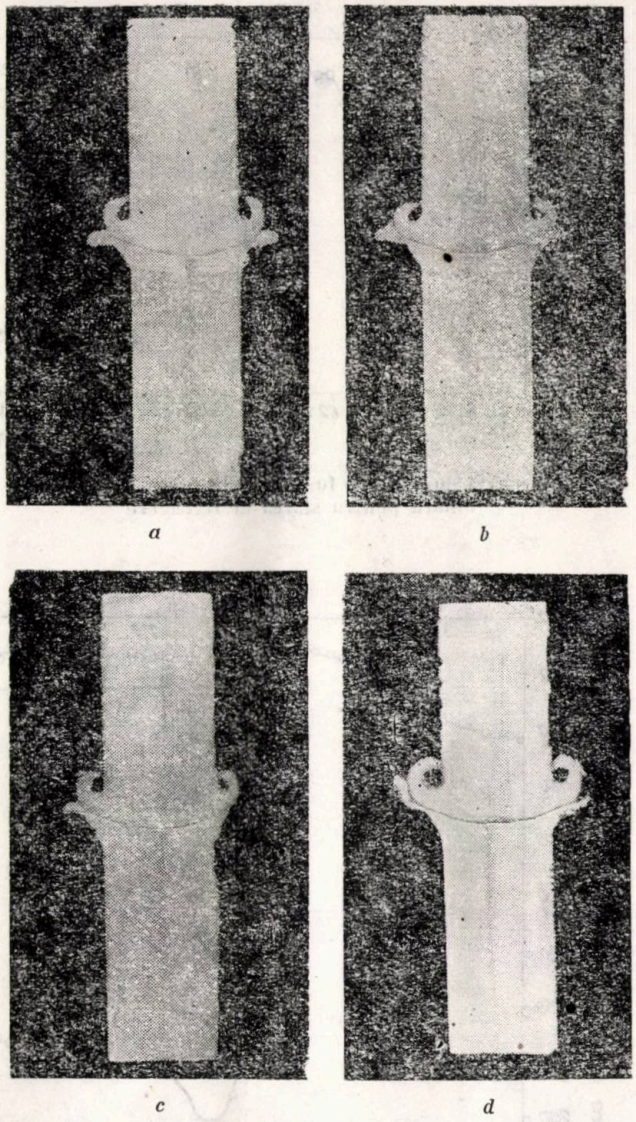


Fig. 3. Aspectul macroscopic al îmbinărilor sudate pentru cele patru regimuri folosite :
a — regim nr. 1 ; *b* — regim nr. 2 ; *c* — regim nr. 3 ; *d* — regim nr. 4

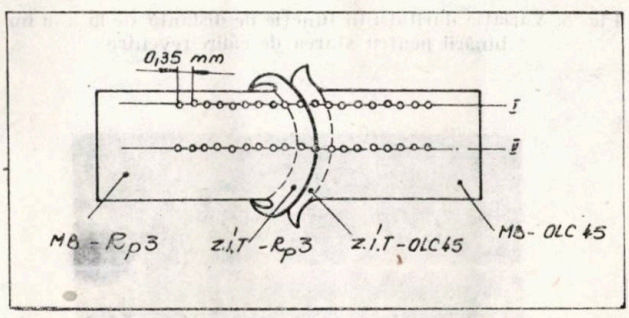


Fig. 4. Schema de amplasare a urmelor de duritate Vickers cu microsarcini

Încercările de duritate Vickers cu microsarcini au fost efectuate pe epruvete sudate după regimul nr. 1, aflate în stare recoaptă, respectiv supuse ulterior tratamentului termic secundar

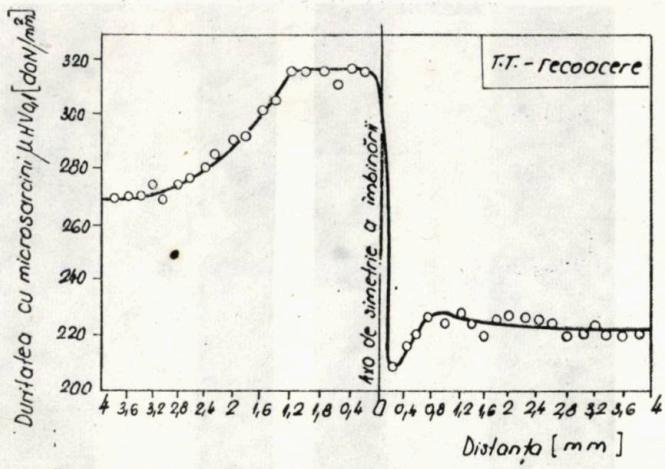


Fig. 5. Variația durității în funcție de distanța de la axa îmbinării pentru starea de recoacere

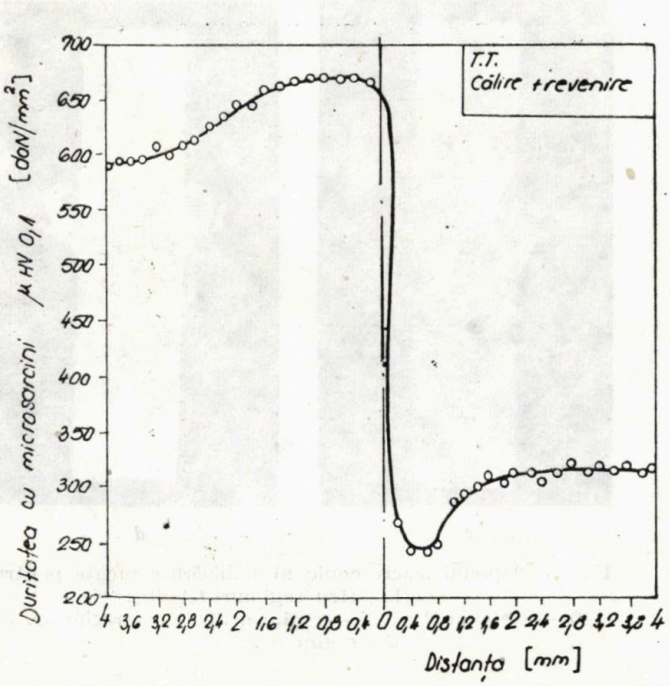


Fig. 6. Variația durității în funcție de distanța de la axa îmbinării pentru starea de călire-revenire

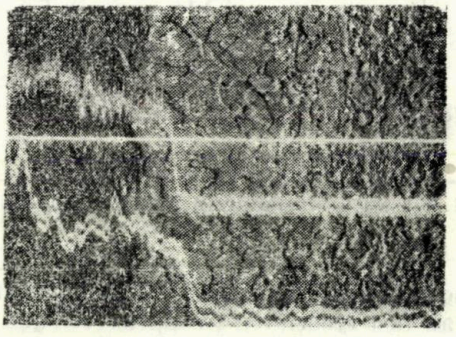


Fig. 7. Variația liniară a conținutului în Cr (curba superioară) și V (curba inferioară), × 600

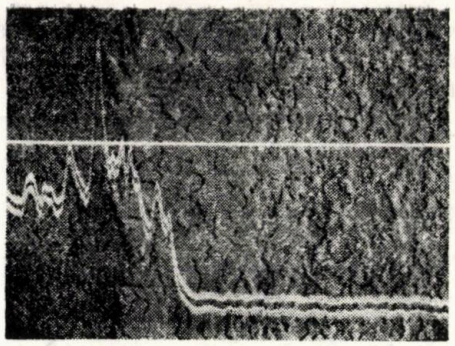


Fig. 8. Variația liniară a conținutului în W, × 600

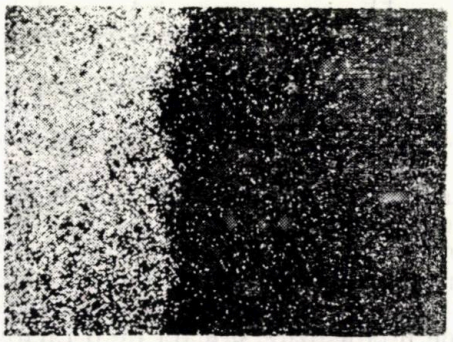


Fig. 9. Repartiția cromului în zona îmbinării, × 600

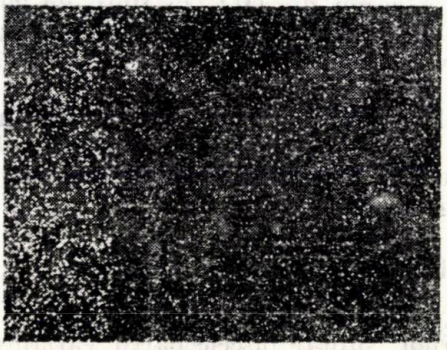


Fig. 10. Repartiția wolframului în zona îmbinării, × 600

Fig. 11. Repartiția vanadiului în zona îmbinării, × 600

de călire martensitică, urmată de revenire. Schema de amplasare a urmelor de duritate este arătată în figura 4, iar rezultatele obținute sînt sintetizate în figurile 5 și 6.

Din analiza acestor date se desprind următoarele observații :

— în stare recoaptă îmbinarea sudată are o duritate maximă de 314 daN/mm² corespunzătoare zonei influențate termic din oțelul Rp3 ;

— pentru aceeași stare de tratament în *ZIT* — OLC 45, duritatea maximă este de 236 daN/mm²; în consecință, nu vor apărea dificultăți la prelucrarea prin așchiere, în vederea înlăturării bavurilor și a realizării geometriei sculelor ;

— după tratamentul termic de călire-revenire, se constată obținerea valorilor de duritate impuse pentru o exploatare sigură a sculei și o scădere continuă a acestora în zona îmbinării propriu-zise, de la oțelul Rp3 la oțelul OLC 45.

Investigațiile metalografice optice și electronice efectuate asupra probelor sudate și recoapte, respectiv călite-revenite, reliefează următoarele aspecte :

— microstructura oțelului Rp3 în *ZIT* după tratamentul de recoacere este alcătuită din carburi fine, distribuite uniform într-o matrice sorbitică (fig. 7 și 8 — zona din stînga) ; finisarea carburilor și distribuția lor mai uniformă în *ZIT* comparativ cu metalul de bază este o consecință a deformării plastice la cald în cursul procesului de sudare prin frecare ;

— microstructura oțelului OLC 45 în *ZIT* după recoacere este alcătuită din ferită și perlită parțial globulizată (fig. 7 și 8 — zona din dreapta) ;

— existența unui strat tampon între oțelul OLC 45 și oțelul Rp3, cu structură pur feritică și grosime de circa 100 μm, ca rezultat al unui proces de decarburare în timpul operației de sudare ; se remarcă faptul că stratul decarburat aparține oțelului carbon și nu celui înalt aliat (fig. 7 și 8 — zona din mijloc) ;

— tratamentul termic secundar (călire și revenire) provoacă apariția structurii sorbitice de revenire în oțelul OLC 45 și a unei structuri alcătuite din martensită de revenire și carburi la oțelul Rp3.

În figurile 7 și 8 se evidențiază structura de recoacere a îmbinării sudate într-o imagine de electroni secundari peste care este suprapusă variația conținutului de V și Cr (fig. 7), respectiv de W (fig. 8). Imaginile de repartiție a principalelor elemente de aliere W, Cr, V sînt redate în figurile 9, 10 și 11.

Principalele observații desprinse din analiza acestora sînt :

— o scădere progresivă a conținutului de vanadiu (fig. 11 și curba inferioară din fig. 7) ;

— fenomene de difuzie a cromului și vanadiului pe o adîncime de circa 30 — 40 μm în stratul decarburat (fig. 7, 10, 11) ;

— o variație mai lentă a conținutului în crom atît în preajma stratului decarburat, cît și în porțiunea adiacentă oțelului rapid (fig. 10 și curba superioară din fig. 7) ;

— prezența carburilor de wolfram, care se manifestă prin variații accentuate ale acestui element la traversarea particulelor de către fasciculul de electroni (fig. 8).

Concluzii

— Regimul optim de sudare prin frecare a combinației Rp 3 + OLC 45 — Ø 16 mm este caracterizat prin următoarele valori ale parametrilor tehnologici : forța de frecare — 5 daN ; forța de refulare — 5 daN ; timpul de frecare — 7,44 s ; timpul de refulare — 7,16 s ; turația — 1 450 rot/min.

— Pentru evitarea fenomenelor de fisurare a îmbinării sudate se recomandă ca imediat după încheierea sudării propriu-zise să se realizeze ciclul de recoacere prezentat în figura 2.

— Duritatea maximă după recoacere este situată în *ZIT* — Rp3 și are valori de cca 314 daN/mm², deci acceptabile pentru eliminarea prin așchiere a bavurilor.

— Examinările metalografice ale îmbinărilor sudate evidențiază pe de o parte finisarea puternică a structurii în *ZIT*, ca urmare a proceselor de deformare plastică, iar pe de altă parte existența unui strat tampon între oțelul OLC 45 și oțelul Rp3 cu structură pur feritică și grosime de cca 100 μm. În acest strat decarburat ce aparține oțelului nealiat se remarcă fenomene de difuzie a cromului și vanadiului pe o adîncime de 30 — 40 μm.

BIBLIOGRAFIE

[1] Boarnă, C., Dehelean, D. și Arjoca, I. *Procedee neconvenționale de sudare*. Timișoara, Editura Facla, 1980.

[2] Schlebeck, E. și Burmeister, I. *Verfahrensfreigabe für das MBL—Pressschweissen. Schweisstechnische Information*. Halle, ZIS, M 580—75.

[3] Carțiș, I. *Tratamente termice*. Timișoara, Editura Facla, 1983.

Cercetări privind influența unor factori asupra proprietăților termofizice ale formelor de turnare

Dr. ing. C. Bratu, ing. Fl. Ștefănescu
și ing. L. Geczo
Institutul politehnic — București

CZ: 621.746.22

La turnarea pieselor de dimensiuni mari, care au configurație complexă, este necesară accelerarea procesului de răcire a aliajului în nodurile termice, în scopul obținerii unei solidificări dirijate spre maselote și pentru evitarea apariției tensiunilor datorită gradienților mari de temperatură. Acest lucru este posibil prin utilizarea unor răcitori interiori sau exteriori sau prin folosirea unor amestecuri de formare cu capacitate mare de acumulare a căldurii în acele zone ale piesei unde viteza de solidificare este mai mică decît în rest. Valorile proprietăților termofizice variază în limite largi, în funcție de natura materialului formei de turnare. Astfel, la o formă din amestec obișnuit, constituit din 89% nisip, 7% bentonită și 4% apă, coeficientul de acumulare a căldurii $b_f = 1\,600$ $Ws^{1/2}/m^2 \cdot K$, pe cînd la o formă din fontă cenușie $b_f = 15\,000$ $Ws^{1/2}/m^2 \cdot K$, iar la una din cupru $b_f = 37\,000$ $Ws^{1/2}/m^2 \cdot K$. Proprietățile termofizice ale unor materiale de formare, după lucrarea [2], sînt prezentate în tabelul 1.

În lucrarea de față se studiază influența unor factori asupra proprietăților termofizice pentru diferite amestecuri de formare.

Pentru determinarea coeficientului de conductivitate termică (λ_f) și a coeficientului de acumulare a căldurii (b_f), s-a utilizat instalația din figura 1.

În figura 2 este prezentată o vedere generală a instalației de laborator folosite pentru determinarea proprietăților termofizice.

Din materialul de formare analizat se confecționează un miez de formă cilindrică (Ø 110 × × 190 mm), prevăzut cu un orificiu central (Ø 30 mm) pentru bara de silită de încălzire și

Tabelul 1

Proprietățile termofizice ale amestecurilor de formare și de miez

Nr.	Tipul amestecului	T, K	ρ, kg/m³	c, J/kg·K	λ, W/m·K	a, m²/s	$b_{1/2}$, $\frac{W \cdot s}{m^2 \cdot K}$
1	Amestec cu argilă (10% argilă)	290—1 790	1 650	1 030	1,28	$7,0 \cdot 10^{-7}$	1 600
2	Amestec cu argilă și marșalită (30%)	290—1 790	1 680	—	—	—	2 300
3	Amestec cu argilă (5%) și 20% fulgi de azbest	290—930	1 550	1 060	0,54	$3,28 \cdot 10^{-7}$	938
4	Amestec de miez cu 0,5% leșie sulfitică și 19% făină de lemn	290—1 570	1 600	1 670	0,706	$2,64 \cdot 10^{-7}$	1 377
5	Idem cu 10% umiditate	290—1 570	1 760	—	—	—	1 820
6	Amestec de miez uscat cu 40% alice din fontă	290—1 570	1 910	1 152	1,33	$5,89 \cdot 10^{-7}$	1 720
7	Idem cu 20% alice din fontă	290—1 570	1 750	1 360	1,05	$4,25 \cdot 10^{-7}$	1 600
8	Amestec cu autointărire (9% accelerator)	600—1 790	1 600	1 280	1,08	$5,5 \cdot 10^{-7}$	1 520
9	Amestec cromomagnezită (6% sticlă solubilă)	290—1 850	2 700	1 980	2,56	$4,78 \cdot 10^{-7}$	3 700
10	Nisip cuarțos uscat	290	1 500	795	0,326	$2,74 \cdot 10^{-7}$	620
11	Nisip cuarțos umed	290	1 650	2 100	1,13	$4,9 \cdot 10^{-7}$	1 970

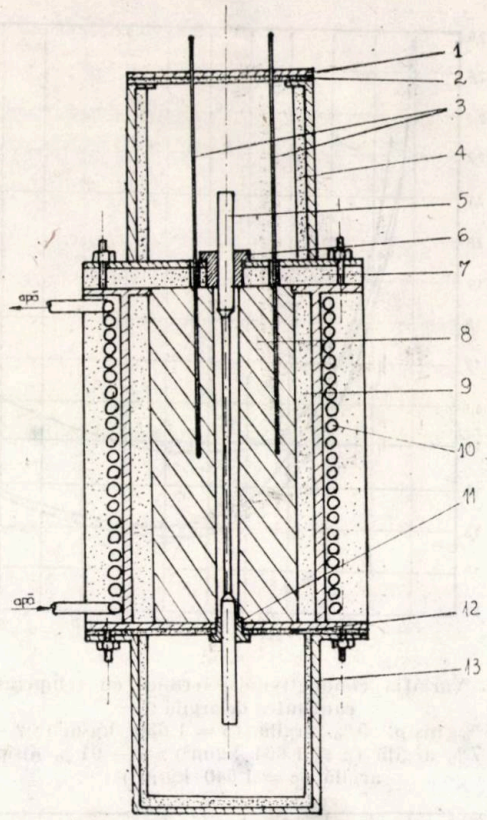


Fig. 1. Schema instalației de laborator pentru determinarea proprietăților termofizice ale amestecurilor de formare: *1* — capac superior; *2* — izolație din azbest; *3* — termocupluri cromel-alumel; *4* — izolație termică; *5* — bară de silită pentru încălzire; *6* — bucșă superioară din textolit; *7* — izolație termică; *8* — miez din amestec de formare; *9* — material ceramic; *10* — țeavă de răcire; *11* — bucșă inferioară; *12* — izolație; *13* — capac inferior

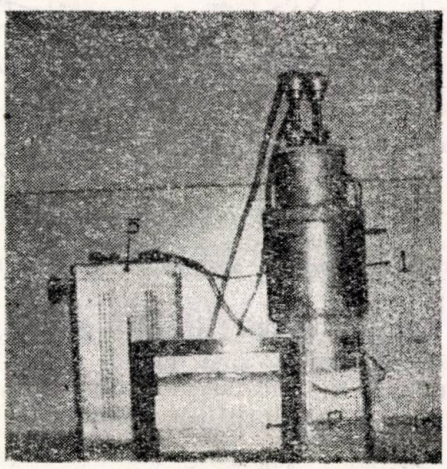


Fig. 2. Vedere generală a instalației de laborator pentru determinarea proprietăților termofizice ale amestecurilor de formare:
1 — instalație propriu-zisă; *2* — înregistrator; *3* — transformator pentru alimentare

două găuri (Ø 12 mm) pentru montarea termocuplurilor. Acestea ajung pînă la jumătatea înălțimii miezului, fiind situate la distanțele $r_1 = 25$ mm și $r_2 = 42$ mm față de axa centrală.

Coeficientul de conductivitate termică (λ_f) a miezului din amestec se calculează cu relația:

$$\lambda_f = \frac{Q_i \cdot \ln \frac{r_2}{r_1}}{2\pi l (T_1 - T_2)} \; [\mathrm{W/m \cdot K}]$$

în care: Q_i este căldura intrată în unitatea de timp, W;

l — lungimea (înălțimea) miezului, m;

$T_1 T_2$ — temperaturile măsurate la distanțele r_1 și respectiv r_2, K.

Coeficientul de acumulare a căldurii (b_f) se calculează cu relația:

$$b_f = \sqrt{\lambda_f \cdot c_f \cdot \rho_f} \quad [\mathrm{Ws^{1/2}/m^2 \cdot K}]$$

în care: c_f este căldura specifică (se ia din tabele), J/kg·K;

ρ_f — densitatea (se calculează), kg/m³.

În cadrul experimentelor s-a studiat influența asupra proprietăților termofizice (λ_f, b_f) a următorilor factori: conținutul de material cu conductivitate termică mare, conținutul de liant, umiditatea și gradul de îndesare.

Influența factorilor enumerați s-a studiat concomitent cu influența temperaturii asupra proprietăților termofizice, deoarece $\lambda_f = f(T)$ și $b_f = f(T)$.

Influența adaosurilor cu conductivitate termică mare

Conductivitatea termică a amestecurilor de formare poate varia în limite largi prin introducerea unor adaosuri cu conductivitate mare, de exemplu alice din fontă. În cazul unui amestec pe bază de nisip cuarțos cu 6 % silicat de sodiu, s-au adăugat în diferite proporții alice din fontă cu aceleași dimensiuni ca ale granulelor de nisip. S-au realizat astfel amestecuri cu 10, 20, 30,40 și 50 % (greutate) alice din fontă, densitatea variind de la 1 600 kg/m³, în cazul amestecului fără alice, la 2 400 kg/m³ la cel cu 50 % alice.

Determinarea proprietăților termofizice (λ_f, b_f) s-a făcut cu ajutorul instalației de laborator prezentate în figura 1, iar valorile obținute au fost comparate cu cele prezentate în lucrările [4] și [5].

În figura 3 se poate urmări variația conductivității termice (λ_f) în funcție de temperatură și de procentul de alice din fontă, iar în figura 4, variația coeficientului de acumulare a căldurii (b_f) în funcție de aceiași factori.

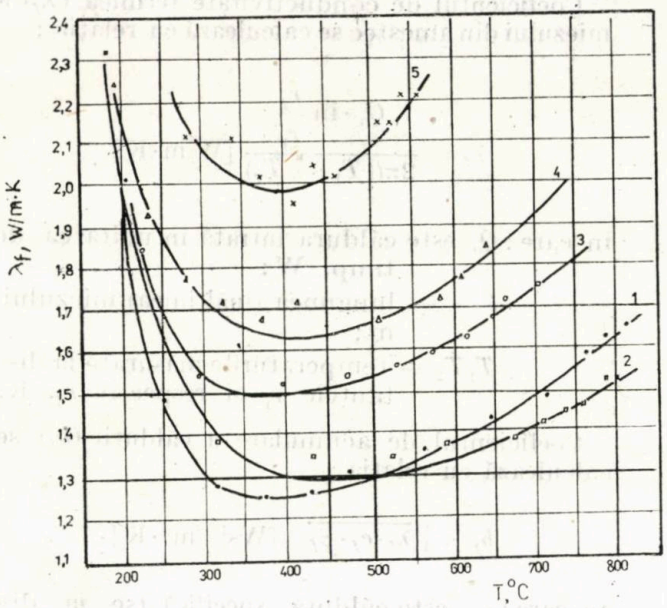


Fig. 3. Variația conductivității termice cu temperatura și cantitatea de alice din fontă :

1 — 90 % nisip, 10 % alice și 6 % silicat de sodiu ; *2* — 80 % nisip, 20 % alice și 6 % silicat de sodiu ; *3* — 70 % nisip, 30 % alice și 6 % silicat de sodiu ; *4* — 60 % nisip, 40 % alice și 6 % silicat de sodiu ; *5* — 50 % nisip, 50 % alice și 6 % silicat de sodiu

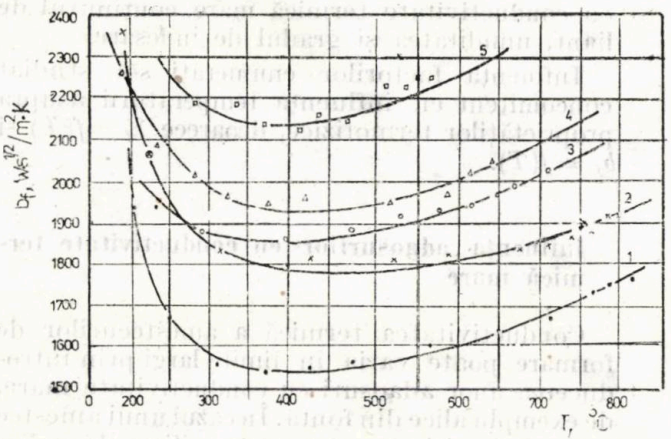


Fig. 4. — Variația coeficientului de acumulare a căldurii cu temperatura și cantitatea de alice din fontă (curbele *1*, *2*, *3*, *4*, și *5* se referă la aceleași compoziții de amestecuri ca cele din figura 3)

Din graficele prezentate în figurile 3 și 4 rezultă următoarele :

— la creșterea temperaturii amestecului de formare, conductivitatea termică și coeficientul de acumulare a căldurii se micșorează atingînd valori minime în intervalul de temperatură 300—500°C, după care se constată o creștere, ca urmare a intensificării transmiterii de căldură prin radiație între granulele amestecului;

— cu creșterea conținutului de alice, crește atît conductivitatea termică a amestecului, cît și coeficientul de acumulare a căldurii. Conductivitatea termică se mărește de circa două ori

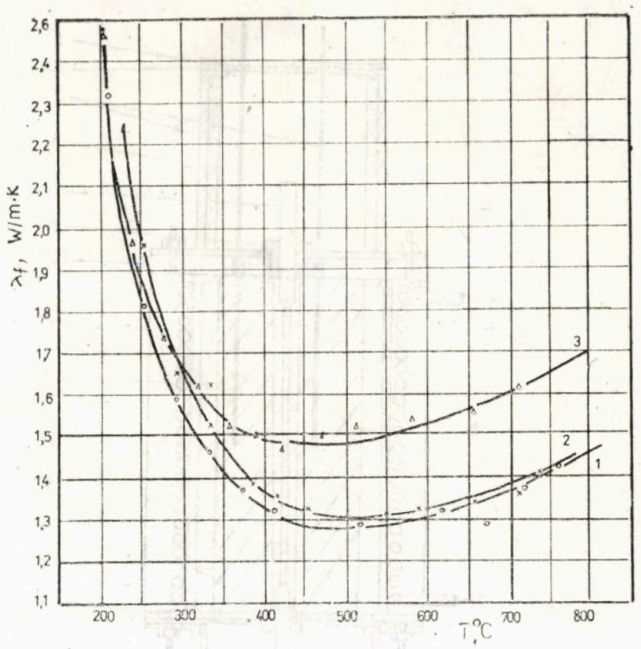


Fig. 5. Variația conductivității termice cu temperatura și cantitatea de argilă :

1 — 95 % nisip, 5 % argilă ($\rho = 1\,630$ kg/m³) ; *2* — 93 % nisip, 7 % argilă ($\rho = 1\,664$ kg/m³) ; *3* — 91 % nisip, 9 % argilă ($\rho = 1\,640$ kg/m³)

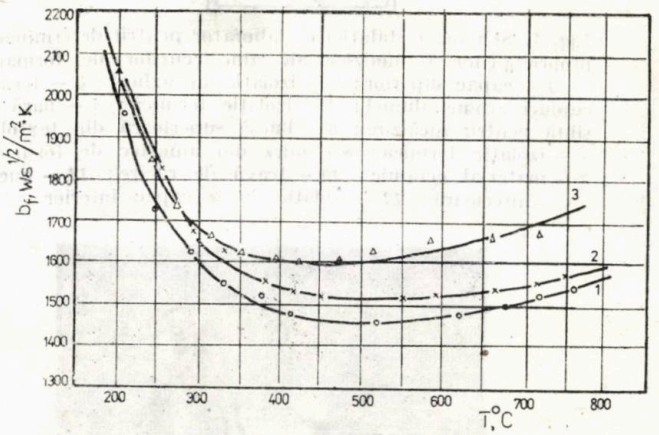


Fig. 6. Variația coeficientului de acumulare a căldurii cu temperatura și cantitatea de argilă (curbele *1*, *2* și *3* se referă la aceleași compoziții de amestecuri ca cele din figura 5)

la un conținut de 50 % alice din fontă. Această creștere se explică prin faptul că la mărirea conținutului de alice se intensifică procesul de transmitere a căldurii prin conducție.

Influența cantității de liant

Pentru determinarea influenței cantității de liant (argilă) asupra coeficienților λ_f și b_f s-au realizat trei amestecuri de formare cu 5, 7 și 9 % argilă. Rezultatele obținute sînt prezentate în figurile 5 și 6, din care rezultă următoarele :

— cu creșterea cantității de liant (argilă) conductivitatea termică (λ_f) și coeficientul de acumulare a căldurii (b_f) se măresc (se obține

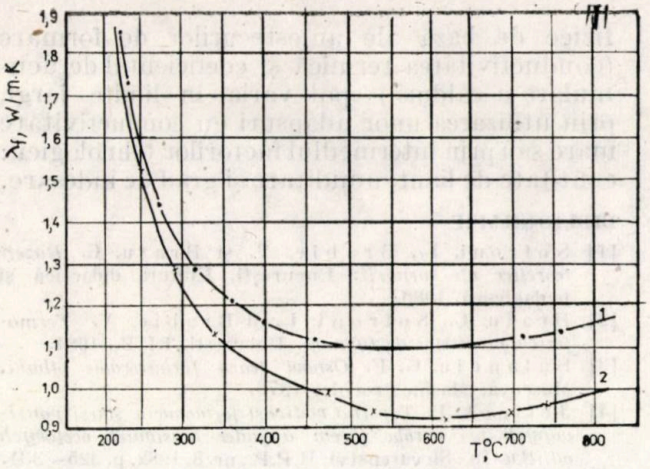


Fig. 7. Variația conductivității termice cu temperatura și cantitatea de apă :
1 — 95% nisip, 5% dextrină și 0,5% apă ; *2* — 95% nisip, 5% dextrină și 5% apă

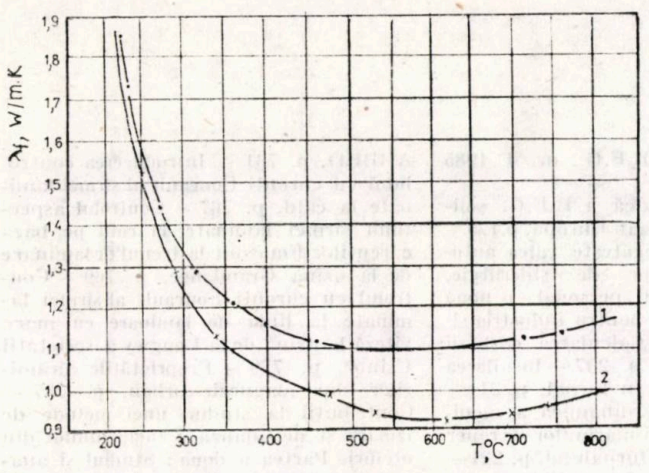


Fig. 8. Variația coeficientului de acumulare a căldurii cu temperatura și cantitatea de apă (curbele *1* și *2* se referă la amestecurile 1 și 2 din figura 7)

o creștere cu circa 30% la o mărire a conținutului de liant cu 2%). Această variație se explică prin faptul că la creșterea cantității de liant se mărește suprafața de contact între grăunți, intensificîndu-se schimbul de căldură prin conducție ;

— la creșterea temperaturii amestecului de formare, valorile coeficienților λ_f și b_f scad, constatîndu-se o ușoară creștere peste 500°C.

Influența umidității

Pentru determinarea influenței umidității asupra coeficienților λ_f și b_f s-au realizat două amestecuri pe bază de nisip cu 5% dextrină, la care conținutul de apă a fost de 0,5 și respectiv 5%. Rezultatele obținute sînt prezentate în figurile 7 și 8, din care rezultă :

— odată cu creșterea cantității de apă, conductivitatea termică și coeficientul de acumulare a căldurii cresc, creșterea fiind mai mare la

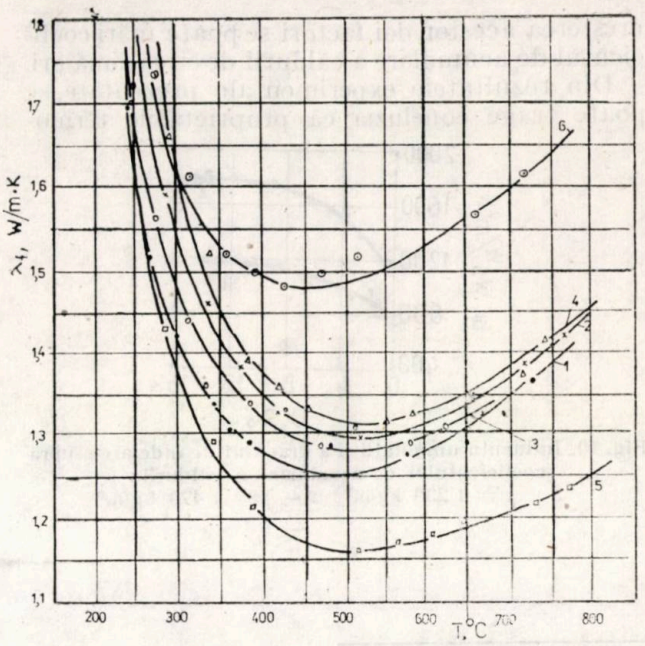


Fig. 9. Variația conductivității termice cu temperatura în cazul amestecurilor cu argilă, la diferite grade de îndesare : *1* — 95% nisip, 5% argilă ; ρ = 1 610 kg/m³ ; *2* — 95% nisip, 5% argilă ; ρ = 1 630 kg/m³ ; *3* — 93% nisip, 7% argilă ; ρ = 1 590 kg/m³ ; *4* — 93% nisip, 7% argilă ; ρ = 1 634 kg/m³ ; *5* — 91% nisip, 9% argilă ; ρ = 1 550 kg/m³ ; *6* — 91% nisip, 9% argilă ; ρ = 1 640 kg/m³

temperaturi mai ridicate. Aceasta se explică prin faptul că evaporarea apei determină o mărire a schimbului de căldură ;

— odată cu creșterea temperaturii amestecului de formare, λ_f și b_f scad, avînd loc o ușoară creștere peste 600°C.

Căldura specifică (c_f) se poate determina, în funcție de umiditatea relativă (U) a amestecului, cu relația :

$$c_f = 815 + 3\,375 \cdot U \quad [\text{J/kg} \cdot \text{K}]$$

Umiditatea relativă (U) se determină cu relația :

$$U = \frac{m_a}{m_a + m_n}$$

în care m_a este masa apei, iar m_n, masa nisipului din amestecul de formare.

Influența gradului de îndesare

În figura 9 se prezintă influența gradului de îndesare și a conținutului de argilă asupra conductivității termice. Cu creșterea gradului de îndesare, crește schimbul de căldură prin conducție și deci se mărește conductivitatea termică a amestecului de formare. Creșterea este cu atît mai pronunțată, cu cît este mai mare cantitatea de liant (de exemplu, curbele *5* și *6*).

În figura 10 se prezintă influența umidității și a gradului de îndesare asupra coeficientului de acumulare a căldurii. Se observă că prin

creşterea acestor doi factori se poate mări coeficientul de acumulare a căldurii de circa două ori.

Din rezultatele experimentale prezentate, se poate trage concluzia că proprietăţile termofizice de bază ale amestecurilor de formare (conductivitatea termică şi coeficientul de acumulare a căldurii) pot varia în limite largi, prin utilizarea unor adaosuri cu conductivitate mare sau prin intermediul factorilor tehnologici : cantitate de liant, umiditate şi grad de îndesare.

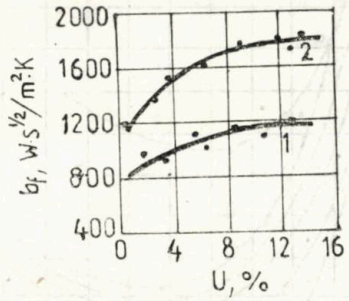


Fig. 10. Influenţa umidităţii şi a gradului de îndesare asupra coeficientului de acumulare a căldurii : 1 — $\rho = 1\,230$ kg/m³ ; 2 — $\rho = 1\,470$ kg/m³

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Brabie, V. şi Bratu, C. *Bazele teoretice ale turnării*. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1980.

[2] Bratu, C., Sofroni, L. şi Brabie, V. *Termofizica proceselor de turnare*. Bucureşti, I.P.B., 1984.

[3] Balandin, G. F. *Osnovi teorii formirovanie otlivki*. Moscova, Maşinostroenie, 1976.

[4] Jelinek, P. *Tepelna vodivost formovacih smesi pouzivanych pri vyrobe forem a jader masivnich ocelovych odlitku*. În : Slevarenstvi, R.P.P., nr. 8, 1982, p. 325—331.

[5] Anisovici, G. A. *Zatverdevanie otlivok*. Minsk, Nauka i tehnika, 1979.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himia, U.R.S.S., nr. 11, 1984

Transformările fazice şi proprietăţile aglutinante ale unor cărbuni componenţi la cocsificarea acestora, p. 11 — Numărul camerelor în bateria de cocsificare, p. 15 — Alegerea temperaturii de gazificare izotermică la aprecierea activităţii chimice a cocsului, p. 17 — Structura şi proprietăţile reducătorilor cu conţinut de carbon, obţinute în cuptorul circular, p. 19 — Epurarea gazelor de cocserie din aerosolii de gudron şi naftalină, p. 22 — Analiza situaţiei actuale şi tendinţele dezvoltării prelucrării gudronului de huilă, p. 27 — Epurarea complexă a bazelor uşoare brute de piridină, p. 31 — Perspectivele prelucrării centralizate a fracţiunilor de gudron de huilă, p. 33 — Consumul de energie şi sarcina de exploatare a răsturnătoarelor rotative de vagoane, p. 36 — Coşul dispozitivului de dirijare a cocsului, p. 39 — Direcţiile de perfecţionare a schemelor utilajului tehnologic de bază pentru epurarea gazului de cocserie, p. 41 — Îmbunătăţirea funcţionării ciclului închis în două trepte de răcire finală a gazului de cocserie, p. 44 — Introducerea sistemului de blocare de înaltă frecvenţă fără contact a maşinilor de cocsificare, p. 46 — Experienţa retribuirii muncii muncitorilor din secţiile de cocsificare, p. 49 — Emanaţiile nocive în atmosferă, în întreprinderile cocsochimice, p. 52.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1985

Industria siderurgică a R.F.G. solicită egalitate de şanse în Europa, p. 179 — Microelectronica pregăteşte calea automatizării instalaţiilor de siderurgie, p. 183 — Computerul personal — o nouă tehnică de calcul şi pentru industria siderurgică, p. 191 — Calcularea curbării segmentelor de ţevi, p. 207 — Insuflarea prafului de cărbune în furnal, p. 211 — Simularea cinetică — dinamică a modificării încărcăturii şi mărimilor de reper asupra funcţionării furnalului, p. 221 — Prelucrarea datelor la analiza apelor într-un laborator siderurgic, p. 229 — Al 3-lea Simpozion asupra importanţei studierii coroziunii pentru practică, p. 235 — Dezvoltarea consumului de energie în R.F.G. şi acoperirea sa pînă în anul 2000, p. 235.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franţa, nr. 10, 1984

Fabricarea fontei pe bază de fier vechi : procedeul SIFF. Tratamentul în oţelărie cu convertizoare cu oxigen. Perspective, p. 737 — Studiul pe machetă al ungerii în distribuitor la turnarea continuă, p. 751 — Modificări ale distribuitorului la turnarea continuă la uzina Esch-Schifflage a societăţii ARBED, p. 761 — Introducerea controlului cu curenţi Foucault al sîrmei laminate la cald, p. 767 — Controlul aspectului sîrmei laminate la cald pe baza curenţilor Foucault la trenul de laminare de la uzina Grandange, p. 769 — Controlul cu curenţi Foucault al sîrmei laminate la linia de laminare cu mare viteză la uzina de la Longwy a societăţii Usinor, p. 779 — Proprietăţile cărămizilor din magnezie-carbon, p. 787 — Contribuţii la studiul unei metode de izolare şi de analiză a incluziunilor din oţeluri. Partea a doua : Studiul şi analiza incluziunilor izolate, p. 799 — Influenţa procentului de triaxialitate a solicitărilor asupra coalescenţei cavităţilor şi asupra morfologiei fontei cu grafit nodular, p. 809.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franţa, nr. 11, 1984

Funcţionarea furnalului 2 de la Societatea Solmer în perioada ianuarie—august 1983, p. 831 — Instalaţiile franceze de recuperare a gazului de la convertizorul cu oxigen, p. 845 — Elaborarea oţelurilor cu conţinut foarte scăzut de fosfor şi de sulf la oţelăria de la Sacilor-Grandange, p. 857 — Mari reduceri ale lăţimii bramelor, p. 867 — Influenţa încovoierii la rece şi a sudării asupra proprietăţilor tablelor groase, partea I, p. 877.

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea din Brașov

Încercări experimentale de călire direct din turnare a oțelului austenitic manganos

CZ : 669.141.25 :620.178.16

Oțelul austenitic manganos turnat în piese de tipul șenilelor, fălcilor de concasor, bilelor de măcinat asigură rezistența la uzare impusă funcționării în exploatare numai în condițiile unei operații de călire de punere în soluție ulterioară turnării, care să conducă la obținerea unei structuri complet austenitice lipsite de carburi inter- și intragranulare.

În principiu, lucrarea de față urmărește să analizeze posibilitatea renunțării la călirea de punere în soluție a pieselor turnate din oțel manganos ca operație de sine stătătoare și realizarea ei din ,,caldul'' turnării prin întreruperea răcirii în formă.

Lucrarea încearcă deci să se înscrie în cerințele etapei actuale de dezvoltare a R.S.R. ce prevăd asimilarea și introducerea unor tehnologii mai economice, care prin consumuri specifice și cheltuieli materiale mai mici să asigure realizarea unor produse de calitate corespunzătoare.

Urmărind diagrama de echilibru din figura 1, trasată în condițiile unor răciri cu viteze extrem de reduse pentru un conținut constant de 13 % Mn și un conținut variabil de carbon, se

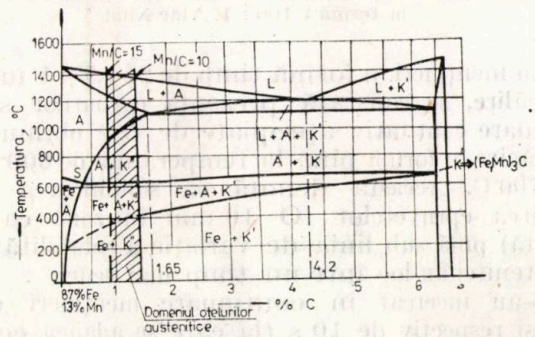


Fig. 1. Diagrama de echilibru a oțelurilor manganoase cu 13% Mn

poate aprecia că oțelurile austenitice manganoase, utilizate în R.S. România, din categoriile Mn/C = 10 și Mn/C = 15, ocupă intervalul concentrațiilor de carbon cuprinse între 0,9 și 1,3 %C.

Deși condițiile de răcire în formă diferă de cele în care a fost trasată diagrama de echilibru, totuși pe baza acestei diagrame, cunoscînd concentrațiile în carbon ale oțelului, se pot face o serie de observații utile privind transformările care au loc la solidificare, la încălzirea în vederea tratamentului termic de călire de punere în soluție și în egală măsură aprecieri asupra posibilităților de călire din ,,caldul' turnării.

Se poate observa că oțelurile austenitice prezintă un interval de temperaturi de solidificare relativ redus (mai mic, deci cu o tendință de segregare mai redusă pentru oțelurile din clasa Mn/C = 15), că la temperaturi situate între 950 și 1 100°C din austenită are loc precipitarea carburilor secundare de tipul $(Fe, Mn)_3C$, iar sub 600°C austenita începe un proces de transformare într-un amestec de ferită și carburi fine disperse de tip perlitic, proces care în condițiile răcirii lente încetează la 350—420°C.

Structura finală, obținută astfel, este o structură de echilibru stabil formată din ferită și carburi cu o mică capacitate de ecruisare și evident o rezistență la uzare necorespunzătoare.

Dacă răcirea are loc mai rapid (viteza de răcire în forme fiind în funcție de grosimea pereților pieselor turnate), curbele de început și sfîrșit de separare a cristalelor de austenită din lichid și linia de variație a solubilității în stare solidă a austenitei se deplasează în jos pe scara temperaturilor.

Datorită gradului de subrăcire mai mare, se activează cinetica separării cristalelor de austenită din lichid și a precipitării carburilor, astfel încît granulația austenitei va fi mai fină, omogenitatea chimică corespunzător mai ridicată, iar carburile precipitate mai disperse. Trebuie menționat că răcirea în formă, deși produce precipitarea carburilor secundare, nu poate realiza transformarea austenitei în structură de tip perlitic, structura finală din piesa turnată la temperatura ambiantă rămînînd într-o stare de echilibru metastabil formată din austenită și carburi.

Ca și structura de echilibru formată din ferită și carburi, structura de echilibru metastabil obținută, deși net superioară primei, nu oferă proprietățile finale pe care le-ar da structura complet austenitică obținută prin călire de punere în soluție.

De aceea, pentru creșterea conținutului de carbon și mangan a masei metalice de bază și implicit pentru îmbunătățirea proprietăților de rezistență la uzură, se urmărește dizolvarea carburilor și punerea acestora în soluție.

Călirea de punere în soluție va consta în încălzirea lentă, cu preîncălzire, a pieselor turnate la temperaturi situate cu 50° C deasupra

liniei de solubilitate variabilă, respectiv la 1 000 — 1 150 °C, în funcţie de conţinutul de carbon al oţelului, menţinere de 1—2 h pentru omogenizarea chimică a austenitei, urmată de răcirea rapidă în apă.

În cazul oţelurilor austenitice manganoase, posibilitatea călirii din stadiul austenitic „primar" prin întreruperea răcirii în formă, înaintea precipitării carburilor şi răcirea în apă, este sugerată de faptul că după turnare şi solidificare aceste oţeluri nu prezintă recristalizare secundară cu formare de structuri de tip perlitic.

Acest fenomen, tipic marii majorităţi a oţelurilor, dacă are loc, nu trebuie şi nu este permis să fie evitat, întrucît, prin formarea la răcire din austenită a coloniilor de perlită şi apariţia la reîncălzirea ulterioară pe fondul vechi perlitic a unor noi grăunţi de austenită cu o granulaţie mult mai fină, el asigură micşorarea sensibilă a granulaţiei oţelului şi ridicarea proprietăţilor de rezistenţă şi tenacitate.

Avînd în vedere aceste observaţii, s-a trecut la realizarea practică a unor încercări experimentale de călire direct din turnare şi călire clasică de punere în soluţie, scopul final fiind compararea structurii şi proprietăţilor finale obţinute în cele două cazuri.

Modul de lucru

S-a elaborat o şarjă şi s-au turnat epruvete de tracţiune din oţel austenitic manganos marca T 130 M 135 cu 1,15%C, 13,2% Mn şi 0,8%Si. Fiecare formă de turnare conţinea cinci epruvete de tracţiune alimentate frontal (fig. 2), cu dimensiuni conform STAS 200—75.

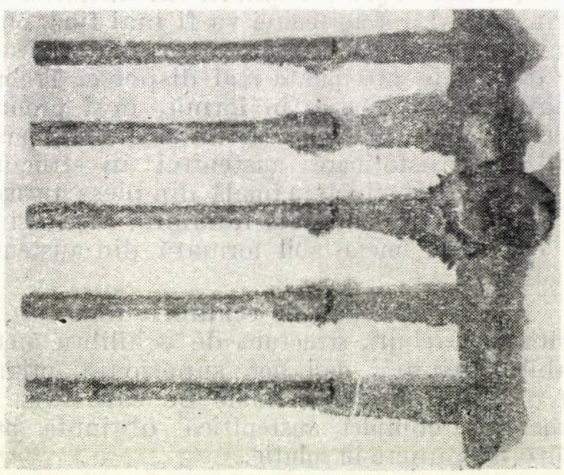


Fig. 2. Epruvete de tracţiune turnate

Condiţiile experimentale nu au permis măsurarea evoluţiei temperaturii în interiorul formei pe parcursul solidificării şi răcirii epruvetelor, pentru a se cunoaşte cu precizie temperatura în momentul dezbaterii şi călirii.

Din aceste motive s-a recurs la tatonări prin mai multe operaţii de turnare, dezbatere şi călire, executate la timpi diferiţi de menţinere a metalului în formă şi la aprecierea vizuală a temperaturii metalului.

Manevrarea formei cu metal solidificat, aflat în cursul răcirii, dezbaterea pe solul atelierului, îndepărtarea amestecului de formare aderent şi călirea în apă cu temperatura cuprinsă între 20 şi 30°C s-au efectuat de fiecare dată într-un timp cronometrat, situat în limitele 20—25 s.

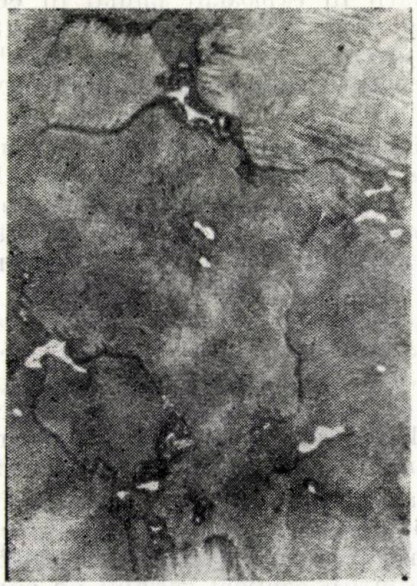


Fig. 3. Structura de călire din turnare după 30 s, menţinere în formă ; 100 : 1. Atac Nital

La menţineri în formă timp de 2 ; 1,5 şi 1 min şi călire, se constată prezenţa carburilor secundare cantitativ apropiate de cele obţinute la răcire în formă pînă la temperatura de 600—700°C. Aceasta denotă că solidificarea şi răcirea epruvetelor (Ø 10 mm în zona calibrată) pînă sub linia de variaţie a solubilităţii austenitei au loc într-un timp mai scurt.

S-au încercat în continuare menţineri de 30 şi respectiv de 10 s (la care se adaugă cele 25 s necesare manevrelor ce preced călirea), în aceste cazuri constatîndu-se prin analiză microscopică o scădere sensibilă a cantităţii de carburi separate.

În figurile 3, 4 sînt prezentate structurile de călire din „caldul" turnării pentru 10 şi 30 s menţinere, iar în figura 5, structura de turnare a acestui oţel.

După turnare şi călire, epruvetele au fost detaşate din reţeaua de turnare, sablate şi prelucrate mecanic prin rectificare, pentru îndepărtarea defectelor de suprafaţă, amorse ale unor ruperi premature şi neconcludente.

Epruvetele, răcite în formă pînă la temperatura de 600—700°C, după dezbaterea şi îndepărtarea reţelei de turnare au fost supuse călirii

Tabelul 1

Rezultatele încercării la tracțiune și caracteristicile mecanice impuse oțelului T130 Mn 135

Regim termic	d_0, mm	S_0, mm²	l_0, mm	F_{max}, N	d_u, mm	S_u, mm²	l_u, mm	R_m, N/mm²	A, %	Z, %
Turnare și răcire în formă	9	63,6		34 000	8,6	59,8	53,2	534,6	6	6
	9,3	67,9		36 300	8,9	62,8	54	534,6	8	7,5
	9,4	69,4	50	34 800	9	64,6	53,7	501,4	7,4	6,9
	9	63,6		34 200	8,6	58,9	54	537,7	8	7,4
	9,3	67,9		35 000	8,9	63,3	53,6	515,4	7,2	6,7
Valorile medii ale proprietăților mecanice								534,2	7,32	6,9
Turnare și răcire în formă $t = 30$ s, apoi călire	9,2	66,5		36 500	8,8	61,5	54,1	548,8	8,2	7,5
	9,4	69,5		37 600	9	64,2	54	541,1	8	7,5
	9,3	67,9	50	37 000	8,9	63,3	54,5	544,9	9	8,2
	9,4	69,4		35 000	9,1	64,8	53,5	504,3	7	6,62
	8,9	62,2		35 500	8,5	57,3	54,2	570,7	8,4	12
Valorile medii ale proprietăților mecanice								542,0	8,12	8,3
Turnare și răcire în formă $t = 10$ s, apoi călire	9,3	67,9		47 000	8,6	58,1	58,4	692,0	16,8	14,4
	9,2	66,5		46 200	8,4	55,3	60,1	694,7	20,2	16,8
	9,2	66,5	50	49 000	8,4	54,9	60,6	736,8	21,2	17,4
	9	63,6		45 500	8,1	52,8	60,2	715,4	20,5	16,9
	9,1	65,03		48 500	8,3	54,3	59,8	745,4	19,7	16,5
Valorile medii ale proprietăților mecanice								716,3	19,68	16,4
Turnare și răcire în formă și călire de punere în soluție	9	63,6		51 500	8,2	51,3	62	809	24	19
	9,1	65,03		49 500	7,9	50	65	761	30	23
	9,3	67,9	50	52 000	8,3	53,2	61,5	765,8	23	18
	9,3	67,9		51 800	8,2	53,4	63,6	762,8	27,2	21,3
	9,1	65,03		53 000	8,2	53,6	60,7	815	21,4	17,5
Valorile medii ale proprietăților mecanice								782,8	25,12	19,76
Valorile recomandate ale proprietăților mecanice								800–1 000	40–55	35–45

de punere în soluție, prin încălzire la 1 100°C, menținere 1,5 h și răcire în apă, după care au fost prelucrate mecanic. Structura după călire de punere în soluție este prezentată în figura 6.

Prelucrarea extrem de greoaie a făcut ca numărul de epruvete destinate încercării de tracțiune să fie relativ mic.

Rezultatele încercării la tracțiune pe epruvete călite prin cele două tehnologii, precum și caracteristicile mecanice impuse calității de oțel T 130 Mn 135, după turnare și călire de punere în soluție, sînt prezentate în tabelul 1.

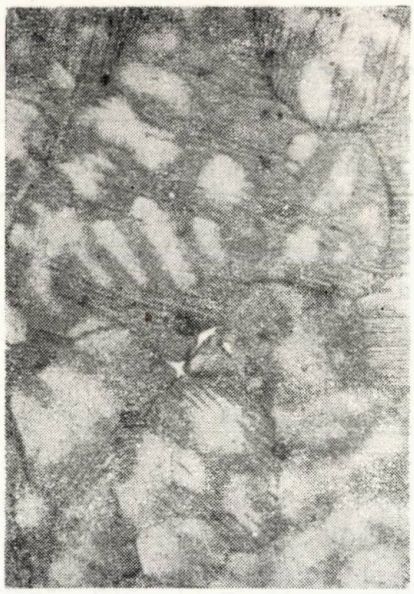


Fig. 4. Structura de călire din turnare după 10 s, menținere în formă ; 100 : 1. Atac Nital

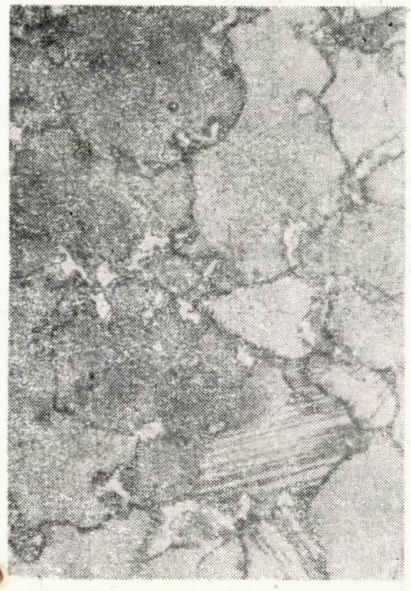


Fig. 5. Structura de turnare a oțelului T 130 Mn 135 ; 100 : 1. Atac Nital

Concluzii

După cum se poate constata, valorile rezistenței la rupere și în special alungirile și gîtuirile specifice obținute în cazul aplicării tehnologiei clasice pe epruvetele care au servit analizei sînt relativ mai scăzute decît cele recomandate în literatura de specialitate.

Aceasta se datorește în special numărului mare de incluziuni nemetalice prezente în structura de turnare și călire a epruvetelor. Totuși, se poate constata că proprietățile mecanice obținute se ameliorează prin călire din „caldul" turnării, apropiindu-se sensibil de cele realizate prin tehnologia clasică.

Fig. 6. Structura aceluiași oțel după călire de punere în soluție ; 100 : 1. Atac Nital

Comparînd structura și proprietățile mecanice obținute prin călire de punere în soluție cu cele realizate prin călire din „caldul" turnării, cu o menținere în formă de 10 s, se constată că dacă se stăpînește momentul întreruperii răcirii în formă procedeul propus devine posibil de aplicat în viitor.

Deși rezultatele încercării pe epruvete sînt promițătoare, realizarea practică a procedeului ridică încă multe probleme legate de dezbatere și călire, de forma și grosimea pieselor ce se pot căli prin această metodă, de calitatea oțelului austenitic manganos ce trebuie utilizat.

Se poate aprecia că în condițiile rezolvării problemelor deloc ușoare, legate de dezbatere și călire, procedeul este aplicabil la piese de grosimi relativ reduse (la care diferența de temperatură pe secțiune este mică), turnate din oțeluri austenitice manganoase cu raportul Mn/C mai ridicat, pentru care domeniul temperaturilor de existență ale austenitei primare este mai larg.

În cazul pieselor cu grosimi mari de perete, procedeul este greu de realizat, datorită tendinței de formare a cristalelor columnare, neomogene de austenită.

De asemenea, urmărind diagrama de echilibru, se poate constata că oțelurile cu raportul Mn/C mai scăzut prezintă un domeniu de stabilitate al austenitei foarte îngust, precipitarea carburilor avînd loc foarte aproape de solidus-ul real al aliajului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, N., Dumitrescu, C. și Munteanu, A. *Tratamente termice și prelucrări la cald.* București, E.D.P., 1983.

[2] Eckstein, I. *Wärmebehandlung von Stahl.* Leipzig, Verlag Technik, 1973.

Ing. Atena Gutman, chim. Mariana Măntescu
și ing. Carmen Novac

Întreprinderea metalurgică română pentru aviație — București

Influența unor parametri fizici și chimici asupra comportării reolcgice a pastelor ceramice supuse injectării în matrițe

CZ : 621.743

Dezvoltarea industriei aeronautice a impus ca cerință de bază în obținerea pieselor complexe elaborarea unor noi tehnologii de obținere a golurilor în reperele turnate de precizie. A apărut astfel posibilitatea utilizării miezurilor ceramice cu modele ușor fuzibile.

Metodele de obținere a miezurilor ceramice prevăd utilizarea următoarelor materii prime [1] :

— materiale refractare (silice vitrificată, silicat de zircon, alumină calcinată, caolin, făină de cuarț etc.);

— lianți și plastifianți (parafină, ceară de albine, silicat de etil hidrolizat, acid oleic, acid stearic, polietilenă, acid boric etc.).

Pasta ceramică se obține prin amestecarea pulberilor refractare cu lianți și plastifianți la temperatura de 80—90°C. Menținîndu-se la această temperatură, toți componenții se omogenizează prin agitare timp de 60—90 min. Pasta ceramică este introdusă apoi în mașina de injecție, al cărei rezervor este încălzit la 60—70°C, și injectată în matrița de miez cu o presiune de 4—4,5 atm.

Lucrările întreprinse au urmărit să studieze comportarea reologică a unor paste ceramice în anumite condiții de temperatură, în funcție de natura și proporția plastifianților utilizați. Viscozitatea pastelor ceramice este o proprietate importantă în procesul tehnologic de obținere a miezurilor, aceasta influențînd timpul de umplere a matriței care trebuie să fie mai mic sau egal cu timpul de solidificare a pastei.

Cercetarea reologică a pastelor ceramice s-a efectuat cu un viscozimetru cu structură rotativă (Rheotest 2) [2]. Acest aparat dispune de un sistem de măsurare cilindrică coaxial. În cilindrul exterior fix de rază R (în care se introduce substanța de determinat) se rotește cu viteză unghiulară constantă ω un cilindru interior de rază r și lungime l, al cărui moment de rotație M este cunoscut. Tensiunea de forfecare τ și gradientul de viteză al curgerii (viteza de forfecare) D se pot calcula exact pentru sistemul cilindric coaxial. Ambele mărimi nu sînt constante. Se tinde de aceea la un raport al razelor $r/R \sim 1$ și se preiau parametrii calculați τ și D pentru raza r a cilindrului interior. Există următoarele relații :

— tensiunea de forfecare, $\tau_r = \dfrac{M}{2\pi l r^2}$;

— viteza de forfecare, $D_r = \dfrac{\omega R^2}{R^2 - r^2}$;

— viscozitatea dinamică, $\eta = \dfrac{\tau_r}{D_r} \cdot 100$.

Partea experimentală

Cercetările s-au efectuat pentru compozițiile ceramice prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția pastelor ceramice

Rețeta	Componenți	%
1	Caolin : silicat de zircon = 1 : 30	80,5
	Parafină	19,5
2	Caolin : silicat de zircon	80,5
	Parafină : ceară de albine = 1,5 : 1	19,5
3	Caolin : silicat de zircon = 1 : 30	80,5
	Parafină : ceară de albine : acid stearic = 2 : 1 : 2	19,5
4	Caolin : silicat de zircon = 1 : 30	82,5
	Parafină : ceară de albine : acid stearic = 2 : 1 : 2	17,5
5	Caolin : silicat de zircon = 1 : 30	84,5
	Parafină : ceară de albine : acid stearic = 2 : 1 : 2	15,5

A. Prima parte a lucrării a studiat influența temperaturii asupra viscozității pastelor ceramice.

În figura 1 se redă variația viscozității în funcție de viteza de forfecare pentru pasta ceramică obținută conform rețetei *1* (tab. 1) la temperaturi de 60, 70, 80 și 90°C.

Din diagramele prezentate reiese că viscozitatea pastelor ceramice este pronunțat influențată de temperatură. Astfel viscozitatea scade cu creșterea temperaturii, dar pentru rețeta *1* (tab. 1) valorile viscozității se mențin la limite ridicate (1 150—2 000 cP).

B. De aceea, cercetările au continuat prin stabilirea naturii chimice a plastifianților ce intră în compoziția pastelor ceramice. Astfel, în rețeta *2* (tab. 1) alături de parafină s-a introdus și ceară de albine, procentul total de plastifiant menținîndu-se constant. În rețeta

3 (tab. 1), plastifiantul este format din parafină, ceară de albine și acid stearic.

Introducerea plastifianților în pastele ceramice are atît rol de liere, cît și rol de a crea o anumită permeabilitate. Aceste substanțe ard,

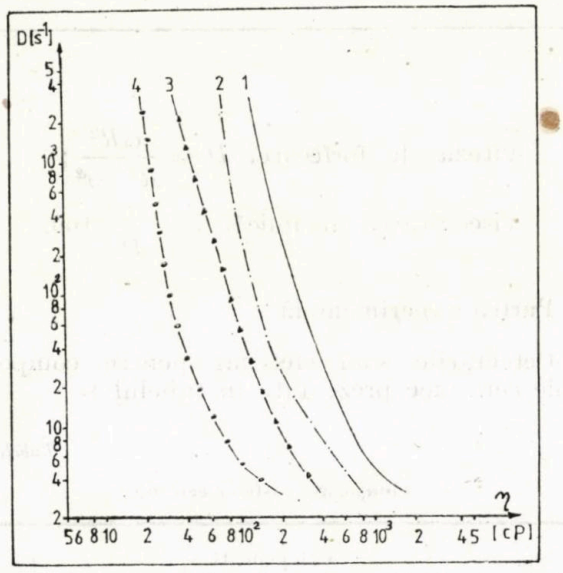


Fig. 1. Curbele vitezei de forfecare în funcție de viscozitatea dinamică, pentru pasta ceramică 1, determinate la :
1 — 60°C ——— ; *2* — 70°C ——·——·——— ;
3 — 80°C ——Δ——Δ——— ; *4* — 90°C ——o——o——

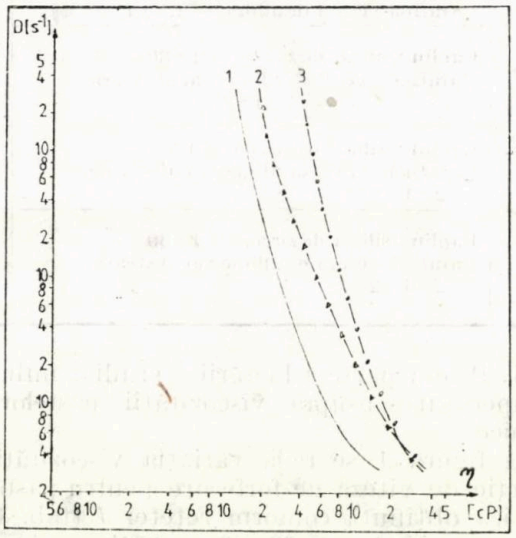


Fig. 2

Fig. 2. Curbele vitezei de forfecare în funcție de viscozitatea dinamică, pentru pastele ceramice obținute conform rețetelor *1*, *2* și *3*, determinate la 60°C :
1 — rețeta *1* ——— ; *2* — rețeta *2* ——Δ —Δ—— ;
3 — rețeta *3* ——o——o——— ;

se evaporă sau se descompun la temperatura de calcinare. Rolul lor este deci de a mări porozitatea (dar nu foarte mult) și de a modifica proprietățile reologice ale pastelor ceramice.

Variația viscozității în funcție de viteza de forfecare a pastelor ceramice, obținute conform rețetelor *1*, *2* și *3*, la temperatura de 60°C, (temperatură impusă de necesitățile tehnologice pentru injecția pastei ceramice în matrița de miez), se prezintă în figura 2, și la temperatura de 80°C (temperatură optimă de preparare a pastelor), se prezintă în figura 3.

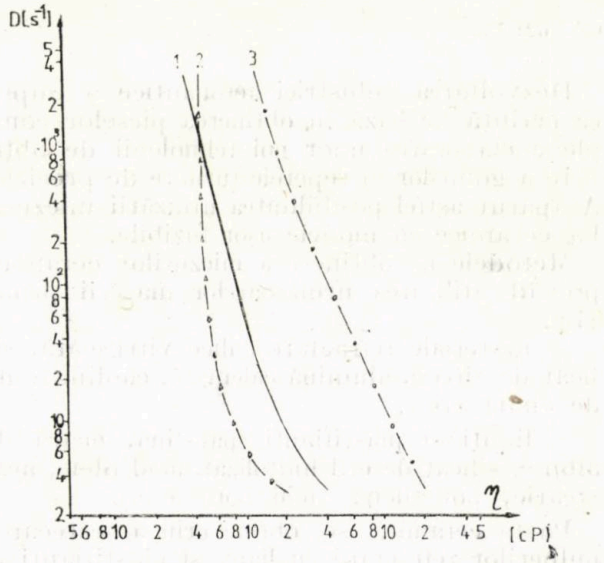


Fig. 3. Curbele vitezei de forfecare în funcție de viscozitatea dinamică, pentru pastele ceramice obținute conform rețetelor *1*, *2* și *3*, determinate la 80°C :
1 — rețeta *1* ——— ; *2* — rețeta *2* ——Δ——Δ—— ;
3 — rețeta *3* ——o——o———

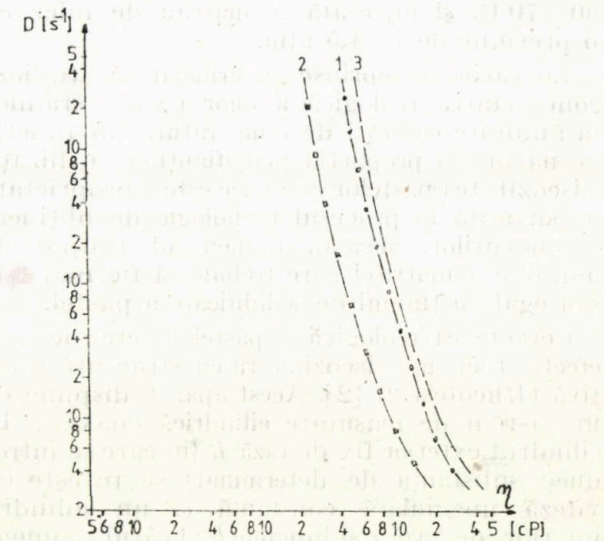


Fig. 4. Curbele vitezei de forfecare în funcție de viscozitatea dinamică, pentru pastele ceramice obținute conform rețetelor *3*, *4* și *5*, determinate la 60°C :
1 — rețeta *3* ——o——o——— ; *2* — rețeta *4* ——□——□——— ;
3 — rețeta *5* ————————

Se observă că atît la 60°C, cît și la 80°C, viscozitatea este minimă pentru rețeta *3*, care include în compoziție ca plastifianți : parafină, ceară de albine și acid stearic.

C. Cunoscînd că adăugarea în exces a plastifianților contribuie la creșterea bruscă a poro-

zității miezurilor și la deformarea acestora, cercetările au fost conduse în continuare pentru stabilirea procentului minim, optim din punct de vedere tehnologic, de plastifiant, admis în compoziția pastelor ceramice destinate obținerii miezurilor.

În rețetele *4* și *5* (tab. 1) s-a scăzut procentul total de plastifiant cu 2% și respectiv 4% pe seama creșterii corespunzătoare a procentului de material prăfos.

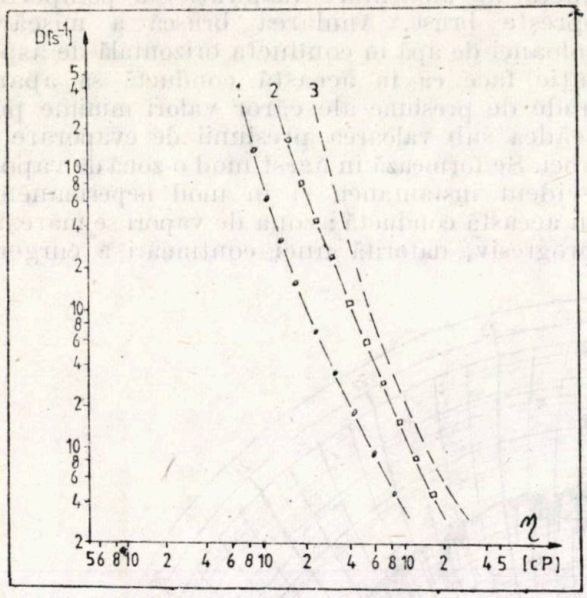


Fig. 5. Curbele vite i de forfecare în funcție de viscozitatea dinamică, pentru pastele ceramice obținute conform rețetelor *3*, *4* și *5*, determinate la 80°C:
1 — rețeta *3* —o—o—; *2* — rețeta *4* —□—□—;
3 — rețeta *5* – – – – – –

Curbele de curgere pentru rețetele *3*, *4* și *5* (tab. 1) la temperatura de 60°C sînt prezentate în figura 4, iar pentru temperatura de 80°C sînt prezentate în figura 5.

Se observă o creștere a viscozității cu scăderea procentului total al plastifiantului, așa cum era de așteptat. Dar valorile viscozității pentru rețetele *3* (19,5% plastifiant) și *4* (17.5% plastifiant) sînt apropiate ca valoare atît la 60°C, cît și la 80°C. Valorile viscozității pentru rețeta *5* (15,5% plastifiant) sînt sensibil mărite și din considerente tehnologice varianta aceasta de compoziție este exclusă.

Concluzii

Conform curbelor de curgere prezentate, pastele ceramice se comportă ca fluide nenewtoniene, plastice.

Viscozitatea pastelor ceramice crește cu creșterea temperaturii indiferent de natura chimică a plastifianților și lianților. Această proprietate rezultă din micșorarea, odată cu creșterea temperaturii, a rezistenței cu care se opun moleculele de plastifiant sau liant forței ce tinde a le deplasa prin alunecare, în interiorul său.

Se recomandă deci temperatura de 80°C pentru prepararea și omogenizarea pastei și temperatura de 60°C pentru injectarea în matrița de miez a pastei ceramice.

Introducerea în pasta ceramică a amestecurilor de lianți și plastifianți, formate din parafină, ceară de albine și acid stearic, a condus la cele mai bune rezultate din punct de vedere tehnologic. Stabilirea proporției optime parafină : ceară de albine : acid stearic = 2 :1 : 2 s-a realizat, de asemenea, prin studierea comportării reologice a pastei ceramice obținute.

Compoziția de pastă ceramică cu 17,5% plastifiant și liant a fost aleasă în urma rezultatelor obținute prin aceste cercetări. Pasta ceramică cu 19,5% plastifiant creează o porozitate mărită miezului ceramic, iar cea cu 15,5% nu satisface din punct de vedere tehnologic, avînd viscozitatea prea mare.

În urma acestor cercetări s-a ales rețeta *4* pentru obținerea miezurilor ceramice. Aceasta a fost verificată și susținută ulterior și prin proprietățile fizico-mecanice ale miezurilor obținute.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cosneanu, C. *Turnare în forme ceramice*. București, Ed. tehnică, 1978.
[2] *** *Prospect pentru viscozimetrul Rheotest 2*. Medingen, R.D.G.

Fenomene tranzitorii în sistemele hidraulice industriale din metalurgie. Instalație hidraulică de desțunderizare (IV). Partea de aspirație

Dr. ing. B. Pițigoi
IPROLAM — București

CZ : 621.7.022 :669.053.4

Mișcarea apei în regim nepermanent, în instalația hidraulică de desțunderizare, dă naștere unor fenomene negative atît în zona de înaltă, cît și în zona de joasă presiune, cu alte cuvinte atît pe partea de refulare, cît și pe cea de aspirație. Închiderea vanei rapide între două stropiri consecutive anulează consumul de apă din sistem ; este anulat în consecință și debitul de apă aspirat de pompă (care nu mai refulează), iar coloana de apă din conducta de alimentare (aspirație) a pompei se oprește brusc. Anularea bruscă a mișcării coloanei de apă în conducta orizontală de aspirație face ca în această conductă să apară unde de presiune ale căror valori minime pot scădea sub valoarea presiunii de evaporare a apei. Se formează în acest mod o zonă de vapori evident instantaneu și în mod nepermanent, în această conductă ; zona de vapori se mărește progresiv, datorită unei continuări a curgerii

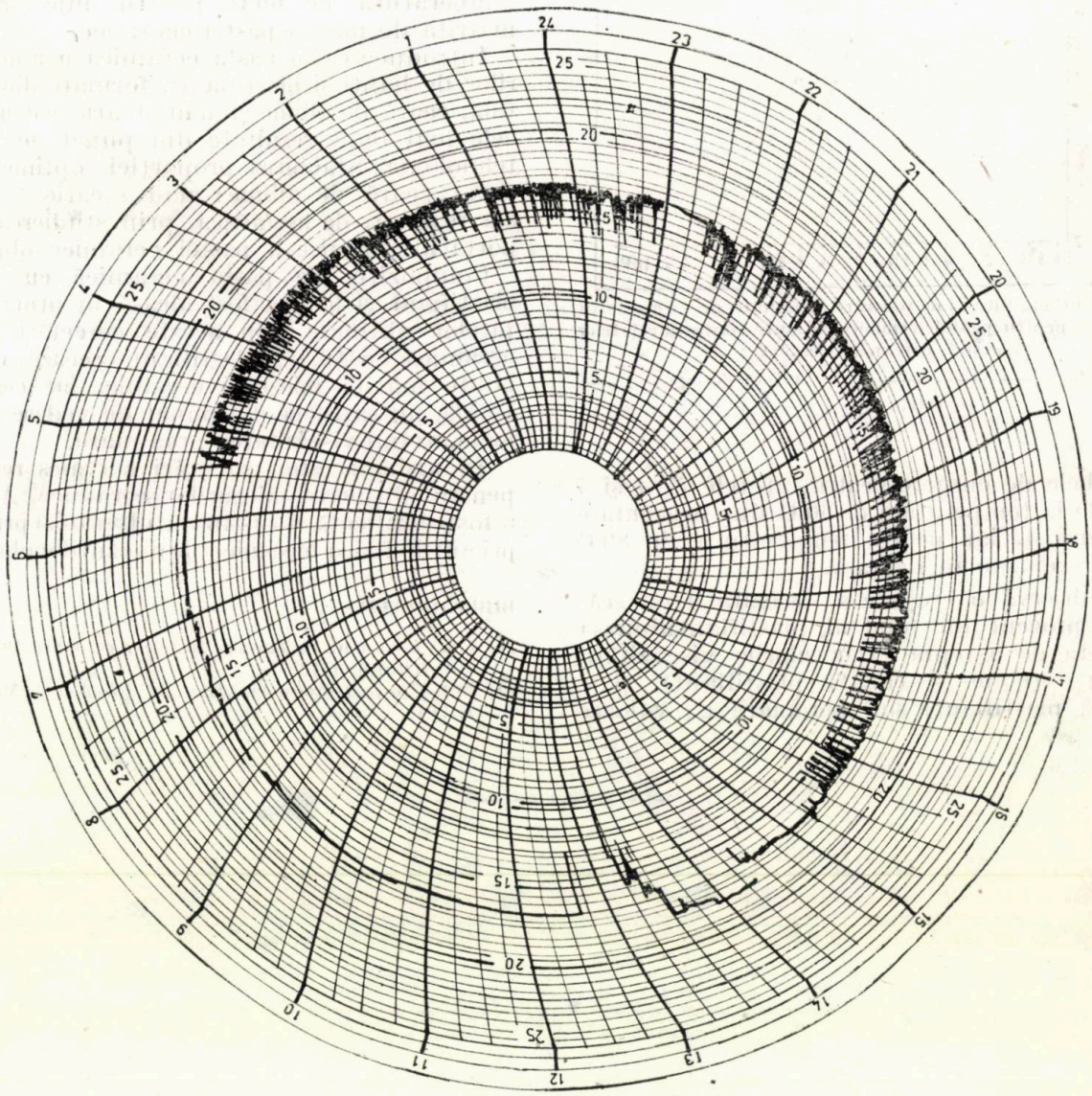


Fig. 1. Variația presiunii de aspirație pe coloana de alimentare a pompelor

cu suprafaţa liberă — sub spaţiul de vapori. Apariţia zonei de vapori, ca fenomen tranzitoriu, cînd din pricina mişcării nepermanente presiunea din conducta orizontală de alimentare la aspiraţia pompelor scade sub valoarea presiunii de vaporizare a apei, provoacă uzura instalaţiei din pricina cavitaţiei care însoţeşte fenomenul amintit.

Pompele instalaţiei studiate sînt alimentate dintr-o conductă orizontală de diametru şi lungime mare, care le leagă de gospodăria de apă, considerată ca o sursă cu debit constant, în care înălţimea coloanei de apă h_0 se menţine constantă. Se presupune că apa curge cu viteza v, dinspre sursa de alimentare amintită, prin conducta orizontală de legătură în conducta de alimentare a pompelor; apa are un regim de curgere permanent, presiunea $p = \gamma (h_0 - h_f)$ (fig. 1); în această relaţie s-a notat cu γ greutatea specifică a apei, cu h_0 — înălţimea coloanei de apă în rezervor (ipotetic asimilată presiunii de alimentare din gospodăria de apă) şi cu h_f — pierderea de înălţime pricinuită de frecarea fluidului în ţeavă.

Dacă pompa centrifugă multietajată a instalaţiei hidraulice de desţunderizare trece brusc

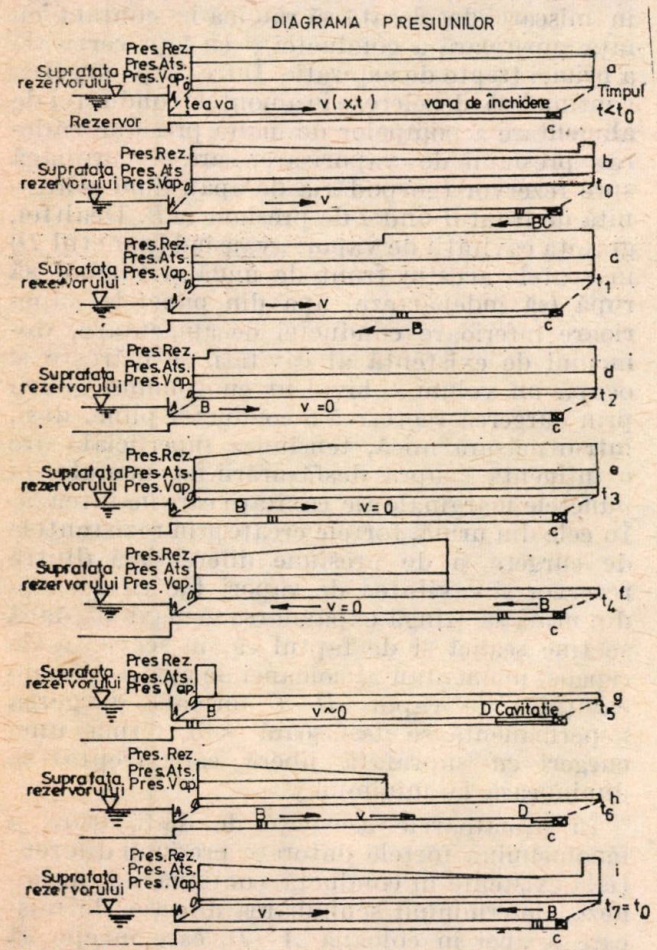


Fig. 2. Reprezentarea schematică a modului în care se desfăşoară, în timp, variaţiile de presiune, generatoare de cavitaţie, într-o conductă orizontală

de la o refulare normală (cu debit maxim) în reţeaua de înaltă presiune la un debit nul, este ca şi cum la capătul dinspre pompă al conductei de alimentare amintite (capătul C) s-ar închide brusc o vană. În conducta orizontală, care alimentează pompa cu apă de la rezervorul considerat ca sursă de debit şi presiune constantă, sînt create, în momentul reducerii bruşte a debitului aspirat de pompă, condiţiile de modificare a regimului de curgere din regim permanent în regim nepermanent (fig. 2). O undă pozitivă (de presiune înaltă), cauzată de decelerarea rapidă a mişcării apei, se propagă din punctul C prin conductă către rezervorul de alimentare (gospodăria de apă), aşa cumindică frontul de undă în punctul B (fig. 2,*b*). La timpul t_1 (fig. 2, *c*), curgerea din rezervorul gospodăriei de apă continuă cu aceeaşi viteză iniţială spre B. Între B şi C viteza de curgere tinde spre zero. Suprapresiunea, care depăşeşte mult presiunea statică p din conducta orizontală de alimentare a pompei, comprimă lichidul care tinde să provoace dilataţia porţiunii de conductă în care ea se manifestă. Cînd unda de presiune pozitivă ajunge în capătul A la timpul t_2 (fig. 2, *d*) se produce reflectarea acesteia cu schimbarea de semn. Lichidul comprimat în conductă va determina apa să curgă spre A. Presiunea între A şi B se reîntoarce la valoarea v, iar căderea de presiune delimitată prin frontul de undă B se propagă spre C la timpul t_3 (fig. 2, *e*). Atunci cînd reducerea suprapresiunii (căderea de presiune) ajunge în C, întreaga coloană de lichid $A-C$ se mişcă spre C cu viteza v. Deoarece pompa multietajată de înaltă presiune continuă să nu refuleze (deci nici nu aspiră) — ceea ce echivalează cu menţinerea în continuare a unei vane închise — coloana de apă decelerează brusc şi presiunea descreşte sub valoarea v. O undă negativă (de presiune joasă) tinde să se dezvolte, dar, deoarece presiunea devine mai mică decît presiunea (statică) de vaporizare a apei, se presupune că se formează o cavitaţie în punctul cel mai înalt al intrării conductei în pompă la C şi o coloană de separaţie ia naştere la timpul t_4 (fig. 2, *f*). Cavitatea expandează pînă la timpul t_5 (fig. 2, *g*) cînd viteza tranzitorie în porţiunea de conductă cu curgere plină tinde către zero (adică zona cuprinsă între A şi D); dedesubtul cavităţii apărute în porţiunea de conductă $D-C$ are loc o curgere (secundară) cu suprafaţă liberă, nepermanentă.

Existenţa diferenţei de presiune dintre rezervor şi cavitatea de vapori determină coloana de apă $A-D$ să curgă spre C, aşa cum se indică în grafic la timpul t_6 (fig. 2, *h*), ceea ce provoacă o dispariţie (un colaps) iminentă a cavităţii de vapori.

La timpul t_7, (fig. 4, *i*), cavitatea de vapori dispare (se realizează un colaps) şi condiţiile din sistem sînt din nou asemănătoare cu cele de la timpul t_0 (fig. 2, *b*). Practic, fenomenul

se repetă de un număr finit de ori, deși diminuat în amplitudine prin pierderile de energie cauzate de frecarea lichidului, pînă cînd căderea de presiune ajunge la valoarea care nu mai permite apariția coloanei separatoare de vapori.

Un studiu mai profund și detaliat al fenomenului fizic de curgere tranzitorie, cu formare de suprafață liberă, care este prezentat în continuare, va permite să se stabilească circumstanțele în care se generează cavitatea de vapori; prin dezvoltarea studiului amintit se încearcă determinarea mecanismului care provoacă apariția, dezvoltarea și dispariția cavității, așa cum a fost ea anticipată la timpul t_4 (fig. 2, *f*), în sistemul analizat mai sus. Astfel, deoarece căderea de presiune apare mai întîi în pompă (la intrarea în pompă), care joacă rol de supapă de închidere, se va considera ca origine a zonei de cavitație punctul cu presiunea cea mai joasă în amontele pompei. Adevărata origine este probabil chiar în pompă, în punctul superior — cu apariție instantanee — în care se duce tangenta orizontală la diametrul de intrare al rotorului primei trepte (de aspirație) a acesteia. După modul în care presiunea scade rapid sub presiunea atmosferică și se apropie de presiunea de vaporizare a apei, una sau mai multe bule microscopice de aer nedizolvate (existente din abundență în apa din instalație, care a fost puternic aerată în prealabil în turnul de răcire al gospodăriei de apă a laminorului), nuclee de aer atașate la cota cea mai înaltă a primei trepte de la aspirația pompei încep să-și facă apariția sau, exprimat în mod plastic, bulele încep să „expandeze". Bulele de gaz care se desprind din masa de apă în imediata apropiere a punctului de cea mai joasă presiune tind să crească. O coalescență mutuală are loc între băsicile adiacente, iar bulele cele mai mari, care rezultă în acest proces incipient de formare, se dezvoltă (măresc) tot mai mult; la un moment dat, una din aceste bule, atingînd mărimea apreciabilă care să-i permită formarea unei presiuni interne mai mari decît presiunea exterioară în descreștere, învinge tensiunea superficială care este invers proporțională cu suprafața exterioară a bulei. Odată acest început făcut, bula începe să expandeze exploziv ca o cavitație plină de vapori de apă. Calculele arată că diametrul bulei inițiale trebuie să fie aproximativ 20μ, așa ca expansiunea cavității de vapori să aibă loc la presiuni inițiale, normal întîlnite în situații practice. Este destul de probabil ca pentru un moment scurt, tranzitoriu, apa să sufere un efort de „întindere" (așa cum se demonstrează prin experiențele efectuate în tunelele hidrodinamice special construite) pînă cînd bula nascîndă poate susține o cavitate explozivă — după care presiunea se întoarce la presiunea de vaporizare a apei. Făcînd o ipoteză completă de ansamblu asupra succesiunii evenimentelor, începînd cu căderea rapidă de presiune și terminînd cu un asalt al expandării explozive a cavității de vapori, se poate considera că totul se petrece în cel mai scurt timp posibil, probabil în cîteva milisecunde. În intervalul de timp în care este inițiată cavitatea, coloana orizontală de apă, notată prin $A-C$ în figura 2, *f*, începe să sufere o decelerație a curgerii sale în amonte în rezervorul de presiune și debit constant (al gospodăriei de apă).

Această decelerație, care se manifestă printr-o cădere de presiune responsabilă de formarea cavității, are mai întîi loc în apa adiacentă la prima treaptă (de aspirație) a pompei. Deși inerția considerabilă a coloanei de apă în mișcare tinde să provoace o separare pe fața verticală a primei trepte de aspirație a pompei, schimbarea în valoare a forțelor de inerție, cauzată de decelerarea curgerii, este în mod obișnuit insuficientă pentru a completa efectele gravitaționale care se suprapun și acest lucru face ca apa să rămînă în contact cu prima treaptă a pompei, mai puțin partea superioară, unde apar coloane separatoare, în care sînt satisfăcute condițiile de mărire explozivă a bulelor de aer născînde în cavitatea de vapori de apă. Existența forțelor gravitaționale face ca apa în mișcare decelerată să rămînă în contact cu fața superioară a conductei și cu fața verticală a primei trepte de aspirație. Între timp curgerea continuă să decelereze în amontele conductei de alimentare a pompelor de înaltă presiune căderea presiunii de vaporizare, care se propagă spre rezervor (gospodăria de apă), fiind mărginită de frontul undei de presiune în *B*. Dealtfel, granița cavității de vapori avansînd (punctul *D*) în spatele acestui front de undă și tinzînd să rupă (să îndepărteze) apa din punctele superioare interioare conductei de alimentare, domeniul de existență al cavității se mărește și ocupă un volum echivalent cu volumul golirii prin curgerea regresivă a conductei pline, deși, într-o măsură mică, tensiunea superficială are o influență asupra desfășurării fenomenului în punctele marginale ale cavității care înaintează. În cele din urmă, forțele create prin rezistențele de curgere și de presiune diferențială dintre rezervor și cavitatea de vapori fac ca aceasta din urmă să atingă expandarea sa maximă (dacă se ține seamă și de faptul că, în secvența de repaos momentan al coloanei de apă $A-D$ sub cavitatea de vapori $D-C$ formată, curgerea nepermanentă se desfășoară sub forma unei curgeri cu suprafață liberă care treptat se diminuează la minimum).

În următoarele secvențe de desfășurare a fenomenului, forțele datorate presiunii diferențiale existente în conductă continuă să acționeze, determinînd schimbarea direcției de mișcare a apei în coloana $A-D$, care începe să curgă în aval către pompă, împrejurare în care apar condițiile necesare dispariției cavității de vapori (începe extincția cavității — colapsul).

Coloana $A-D$ se pune în mişcare în sensul către pompă, cu o viteză uniform accelerată, împingînd în faţa sa cavitatea de apă de sub spaţiul de vapori; curgerea de sub spaţiul de vapori se comportă ca o curgere cu suprafaţă liberă. Reataşarea acestei suprafeţe libere la peretele conductei este ajutată şi de forţele de tensiune superficială. În general volumul total al cavităţii descreşte cu aceeaşi viteză cu care punctul D al coloanei de apă, din conducta plină, se îndreaptă spre pompă. Îm momentul colapsului total al cavităţii de vapori de apă se produce decelerarea bruscă a coloanei de apă la pompa care continuă să nu aspire, producînd încă o dată presiuni înalte la timpul t_7 (fig. 2, *i*). În acest moment, volumul aerului care iniţiază formarea cavitaţiei este forţat să reintre în soluţie şi, exceptînd pierderile de energie datorate frecărilor în timpul curgerii, condiţiile din sistem, la timpul t_7 (fig. 2, *i*), sînt asemănătoare cu cele de la timpul t_0 (fig. 2, *b*).

Din raţionamentul prezentat mai sus rezultă că, în funcţionarea ei, instalaţia nu poate evita fenomenul, dăunător, de cavitaţie, dacă se menţine condiţia ca pompele să aspire dintr-o conductă orizontală lungă şi că un astfel de sistem de alimentare pentru pompe trebuie schimbat cu altul corespunzător. Soluţia dată şi realizată pe instalaţii în funcţiune este aceea de a alimenta pompele instalaţiei prin intermediul unor rezervoare, concepute să lucreze cu suprafaţă liberă şi preaplin (fig. 3), montate corespunzător deasupra pompei, astfel încît să asigure înăl-

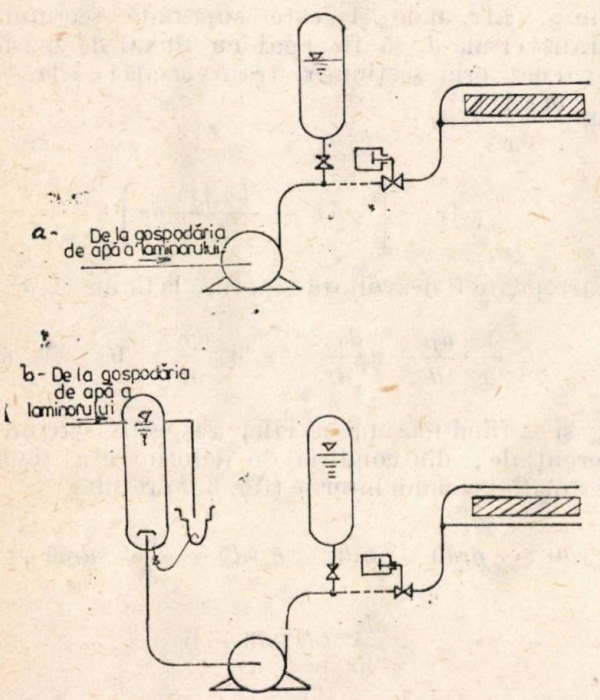


Fig. 3. Schema de principiu a modului de alimentare cu apă a pompei sistemului hidraulic:
a) Alimentare din conductă orizontală;
b) Alimentare din rezervor tampon

ţimea de aspiraţie. Acest montaj va determina reflectarea undei de la suprafaţa liberă a rezervorului tampon de aspiraţie, fără a mai permite acesteia propagarea în conducta lungă (orizontală) de alimentare de la gospodăria de apă a laminorului. În această împrejurare, pe porţiunea de conductă cuprinsă între gospodărirea de apă şi rezervoarele tampon de la aspiraţia pompelor, curgerea va avea un caracter permanent; pe porţiunea verticală de conductă dintre rezervorul de aspiraţie şi pompe, mişcarea apei va continua să aibă un caracter nepermanent (mai brusc) în care, spre deosebire de mişcarea nepermanentă (de pe conducta orizontală de alimentare) descrisă mai sus, unde forţele de inerţie ce se manifestă pe o direcţie orizontală erau preponderente (în comparaţie cu cele gravitaţionale mult mai mici decît primele), rolurile se inversează în sensul că forţele gravitaţionale sînt mult mai mari decît cele de inerţie (care de astă dată se manifestă pe o direcţie verticală — ca şi cele de gravitaţie).

În această nouă situaţie, fenomenul de cavitaţie provocat de ruperile coloanei lichide, descris mai sus, nu se mai produce pur şi simplu, deoarece nu sînt întrunite condiţiile care într-o mişcare nepermanentă, brusc variată, făceau posibilă apariţia fenomenului de cavitaţie.

Pentru studiul procesului de undă care are loc în conducta orizontală de alimentare a pompelor, s-a considerat o ţeavă orizontală cu curgere plină. Curgerea în conductă este unidimensională; mişcarea apei în conductă va depinde de două variabile independente: spaţiu şi timp. Pentru analiza teoretică a fenomenului în care apare coloana de separaţie (deci cavitatea) într-o conductă orizontală cu curgere nestaţionară, s-au făcut unele ipoteze, legate de proprietăţile elastice ale lichidului, de proprietăţile fizice ale materialului conductei şi de cinematica curgerii:

a. Fluidul folosit în sistemul de curgere este elastic şi are o densitate omogenă atunci cînd se află în stare lichidă.

b. Variaţiile mici ale presiunii de vapori a lichidului, rezultate din căldura latentă de vaporizare şi apărute în momentul formării cavităţii de vapori sau a colapsului, sînt nesemnificative în comparaţie cu diferenţa dintre presiunea atmosferică şi presiunea de vapori. Uneori aceste fluctuaţii de presiune pot fi şi chiar sînt neglijabile.

c. Conducta este construită dintr-un material omogen în secţiune, izotropic, elastic, în care eforturile provocate de şocurile hidraulice nu depăşesc niciodată limita de elasticitate a materialului.

d. Curgerea în conducta închisă fără suprafaţă liberă în secţiune este considerată ca unidimensională, avînd vitezele şi presiunile uniform distribuite în orice secţiune transversală a ţevii.

e. Pentru curgerea în conducta cu porțiunea parțial plină, viteza este considerată a fi uniform distribuită pe orice secțiune transversală a țevii. Ea poate fi considerată ca o curgere unidimensională în canal deschis.

f. Rezistența hidraulică întîmpinată de mișcarea variabilă a apei în conductă se consideră a fi proporțională cu viteza în secțiunea transversală a curgerii. Fluctuațiile rezistenței de frecare, dependente de caracterul variabil al mișcării apei în conductă, sînt considerate secundare și nu se iau în considerare.

g. Forțele de tensiune superficială ce apar în locurile unde planul orizontal în care se află oglinda apei în curgere cu suprafață liberă intersectează cercul reprezentînd peretele conductei s-a presupus că au o influență neînsemnată și au fost neglijate.

Pentru demonstrarea matematică a fenomenului s-au luat în considerare acele elemente ale apei, mișcare legată de două planuri normale la axa longitudinală a curgerii, și, ținînd seamă de ipotezele făcute anterior, s-a scris un sistem

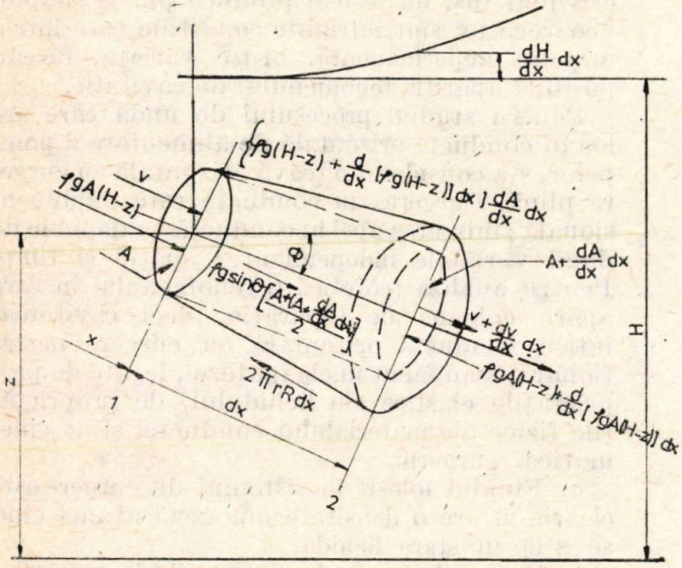


Fig. 4, *a*. Reprezentarea schematică a mișcării nestaționare într-un segment de conductă cu curgere cu secțiune plină

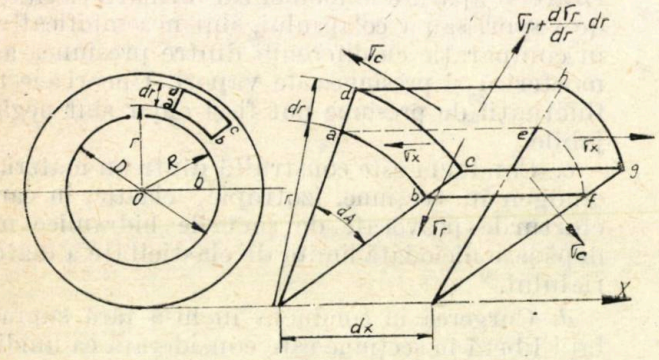


Fig. 4, *b*. Reprezentarea schematică a unui element supus solicitării, amplasat în peretele țevii. Secțiunea transversală este reprezentată în stînga ; în dreapta este reprezentat în detaliu tridimensional

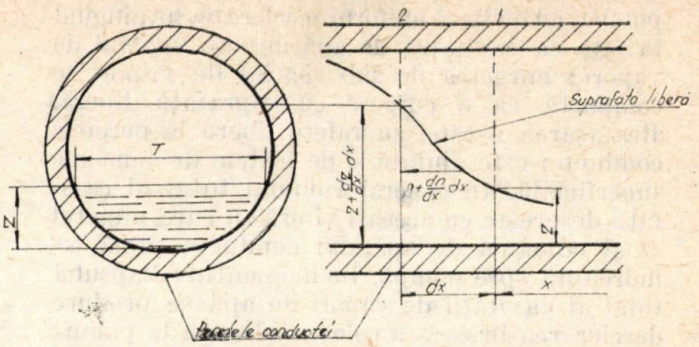


Fig. 4, *c*. Reprezentarea schematică a curgerii cu suprafață liberă. În stînga este reprezentată secțiunea transversală prin conductă ; în dreapta este reprezentată secțiunea longitudinală prin conductă

de ecuații cu derivate parțiale, care exprimă legea continuității, considerînd presiunea și viteza apei pozitive, atunci cînd aceasta avea direcția de curgere în sensul pozitiv al axei „x" (fig. 4, *a*).

Ecuația de continuitate arată că diferența de masă lichidă, care intră sau iese în intervalul de timp dat prin secțiunea A, care limitează porțiunea de conductă de lungime ds, este egală cu creșterea laterală a volumului, datorită elasticității conductei, plus creșterea cantității de lichid care se înmagazinează în volumul geometric limitat, datorită compresibilității lichidului. Pentru cazul studiat, ecuația de continuitate se exprimă (fig. 4, *a* și *b*) din condiția ca fluxul care intră prin secțiunea A în unitatea de timp, $\rho A v$, unde A este suprafața secțiunii transversale *1*, să fie egal cu fluxul de masă evacuat prin secțiunea transversală: $\rho A v + \frac{\partial(\rho A v)}{\partial x} \cdot dx$:

$$\rho A v - \left[\rho A v + \frac{\partial(\rho A v)}{\partial x} dx \right]$$

care poate fi dezvoltată și adusă la forma (1, *a*):

$$\frac{1}{x} \cdot \frac{dp}{dt} + 2 \frac{d\eta_c}{dt} + r_x + \frac{d\eta_x}{dt} = 0 \qquad (1, a)$$

η_x și η_c fiind tensiuni axiale, respectiv circumferențiale ; din condiția de deformare a țevii datorită presiunii interne (fig. 3, *b*) rezultă :

$$\sigma_r r d\theta + \sigma_c dr d\theta - \sigma_r r d\theta - \sigma_r r d\theta - \frac{r d\sigma_r}{dr} dr d\theta -$$

$$- \frac{d\sigma_r}{dr} (dr)^2 d\theta = 0$$

care la rîndul său este adusă în forma :

$$\sigma_r + \sigma_c = 2p \frac{R_1^2 - qR_2^2}{R_2^2 - R_1^2} \qquad (1, b)$$

Din combinarea relaţiilor (1, a) şi (1, b) rezultă :

$$\frac{\partial H}{\partial t} + v\left(\frac{\partial H}{\partial x} + \sin\theta\right) = -\frac{c^2}{g}\cdot\frac{\partial v}{\partial x}\cdot\Phi \qquad (2)$$

unde :

$$c = \sqrt{\frac{1}{\rho\left(\frac{1}{k}\frac{C_0}{E}\frac{R_1}{(R_2 - R_1)}\right)}}; \qquad (3)$$

$$\Phi = \frac{1}{1 + \frac{\rho_g (H - z)}{k - \rho_g (H - z)}} \qquad (3')$$

Termenul c exprimă celeritatea undei de presiune în sistemul de conducte cu curgere plină, iar termenul Φ indică compensările schimbării modulului de elasticitate al bulelor date de creşterea presiunii. Pentru apă, termenul Φ rămîne aproximativ unitar pentru presiuni moderate.

În concordanţă cu legea a doua a mişcării, a lui Newton, variaţia cantităţii de mişcare a fluidului, care trece în unitate de timp, prin secţiunea de timp considerată, este egală cu impulsul elementar al tuturor forţelor exterioare (masice şi de presiune hidrodinamică) aplicate suprafeţei totale a tubului. Pentru cazul studiat, ecuaţia de mişcare a fost dedusă şi scrisă sub forma :

$$\frac{\vartheta H}{\vartheta x} + \frac{fv|v|}{2gD} + \frac{1}{g}\left(v\frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial v}{\vartheta t}\right) = 0 \qquad (4)$$

Expresiile (1) şi (4), reprezentînd ecuaţiile diferenţiale ale mişcării nepermanente a apei într-o secţiune din conducta considerată cu curgere cu secţiune plină, pot fi descrise astfel :

$$\Gamma_1 = \frac{\partial v}{\partial t} + v\frac{\partial v}{\partial t} + g\frac{\partial H}{\partial x} + \frac{fv|v|}{2D} = 0 \qquad (5)$$

$$\Gamma_2 = \frac{c^2}{g}\cdot\frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial H}{\partial t} + v\frac{\partial H}{\partial x} + v\sin\theta = 0 \qquad (6)$$

Aceste două egalităţi formează un sistem de ecuaţii cu derivate parţiale cvasilineare hiperbolice de ordinul întîi în două variabile independente şi două dependente.

Derivarea parţială este efectuată în raport cu spaţiul (x) şi cu timpul (t), considerate variabile independente. Expresiile Γ_1 şi Γ_2 pot fi combinate linear, astfel încît :

$$\Omega = \Gamma_1 + \Gamma_2 \qquad (7)$$

După transformări şi substituiri se obţin două perechi de ecuaţii :

$$C + \begin{cases} \Omega dt = dv + \frac{g}{c}dH + \frac{f}{2D}v|v|\,dt + \\ \qquad + \frac{g}{c}v\sin dt = 0 \end{cases} \qquad (8)$$

$$+ \left\{ \frac{dt}{dx} = \frac{1}{v + c} \right. \qquad (9)$$

$$C - \begin{cases} \Omega dt = dv - \frac{g}{c}dH + \frac{f}{2D}v|v|\,dt - \\ \qquad - \frac{g}{a}v\sin\theta\,dt = 0 \end{cases} \qquad (10)$$

$$- \left\{ \frac{dt}{dx} = \frac{1}{v - c} \right. \qquad (11)$$

Se constată că expresiile (8) şi (10) reprezintă două ecuaţii distincte, cu derivate totale, în care soluţiile pentru v şi H pot fi determinate de-a lungul familiilor de curbe caracteristice reprezentate în planul $x - t$. Aceste curbe sînt definite prin expresiile total diferenţiale date de ecuaţiile (9) şi (11). Cu alte cuvinte curbele

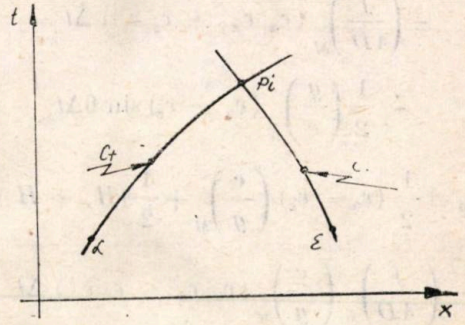


Fig. 5. Reprezentarea grafică a curbelor „C_-" şi „C_+" în planul $x - t$

caracteristice reprezintă căile de acces de-a lungul cărora se propagă diferenţele mici de viteză şi presiune de undă. Ecuaţiile (8) şi (9) sînt aplicabile de-a lungul unei curbe caracteristice dirijate în sens pozitiv, în timp ce ecuaţiile (10) şi (11) sînt aplicate de-a lungul curbelor caracteristice dirijate în sens negativ (fig. 5).

Ecuaţiile (8) pînă la (10) pot fi rezolvate prin metoda diferenţelor finite. Scopul metodei este de a da o soluţie pentru obţinerea valorilor vitezei şi presiunii în punctele alese în planul $x - t$. Dacă sînt folosite intervale destul de mici, problema se poate soluţiona printr-o aproximaţie de ordinul întîi, pentru care :

$$\int_{x_0}^{x_1} f(x) = f(x_0)\,(x_1 - x_0).$$

Se consideră un sistem de două ecuații diferențiale hiperbolice reprezentînd două curbe caracteristice, avînd într-un punct al planului direcții reale și distincte cu alte cuvinte curbele au un punct de intersecție. Pentru orice punct p_2 (interior) din planul $x - t$ (fig. 6), în care se

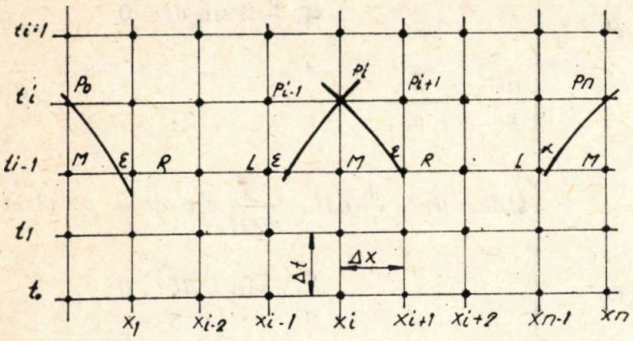


Fig. 6. Reprezentarea rețelei spațiu-timp în planul $x - t$; sînt reprezentate curbele caracteristice pozitive și negative care trec prin punctele P_0, P_i și $\pm P_n$ de intersecție ale rețelei

intersectează două curbe din familiile de curbe caracteristice, direcționate pozitiv și negativ, se pot determina viteza (v_p) și presiunea (H_p) undei, folosind ecuațiile :

$$v_p = \frac{1}{2}(v_\alpha + v_\varepsilon) + \frac{1}{2}(H_\alpha - H_\varepsilon)\left(\frac{g}{c}\right)_M - \left(\frac{f}{4D}\right)_M (v_\alpha|v_\alpha| + v_\varepsilon|v_\varepsilon|)\,\Delta t - \frac{1}{2}\left(\frac{g}{c}\right)_M (v_\alpha - v_\varepsilon)\sin\theta\Delta t \qquad (12)$$

$$H_p = \frac{1}{2}(v_\alpha - v_\varepsilon)\left(\frac{c}{g}\right)_M + \frac{1}{2}(H_\alpha + H_\varepsilon) - \left(\frac{f}{4D}\right)_M \left(\frac{c}{g}\right)_M (v_\alpha|v_\alpha| - v_\varepsilon|v_\varepsilon|)\,\Delta t - \frac{1}{2}(v_\alpha + v_\varepsilon)\sin\theta \qquad (13)$$

Valorile lui v și H în orice punct p din interiorul domeniului de existență a soluției sînt determinate, exclusiv, prin valorile inițiale prescrise de-a lungul segmentului, aparținînd axei x, subîntins de două caracteristici ce trec prin punctul p; cele două caracteristici ce trec prin punctul *1* sînt ele însele determinate, exclusiv, prin valorile inițiale ale segmentului. Segmentul considerat pe axa x, determinat de α și ε este deci domeniul de dependență al punctului P (fig. 5). Așadar, cînd Δx este ales arbitrar, Δt este automat limitat la un interval egal sau mai mic decît cel dat de raportul $\Delta x/v \pm c$:

$$\Delta t \leqslant \frac{\Delta x}{v \pm c}$$

Cu alte cuvinte, punctul p trebuie lăsat în interiorul spațiului limitat de curbele caracteristice care trec prin L și R și segmentul de pe axa x subîntins de acestea.

Metoda diferențelor finite folosită pentru soluționarea ecuațiilor caracteristice va trebui extinsă pentru a putea cuprinde și situațiile la limită ce pot fi întîlnite. O astfel de situație se poate ivi cînd într-o extremitate a planului $x - t$ apare numai o curbă caracteristică; se consideră curba caracteristică cu direcția pozitivă $C+$ (fig. 6). Se presupune punctul P_n de intersecție a curbei $C+$ cu dreapta care limitează planul $x - t$; se consideră că în acest punct este dată o condiție : această condiție poate fi v_p sau H_p.

Pentru a determina condiția necunoscută, trebuie să se calculeze în prealabil (v_α și H_α). Condiția la limită dată este folosită la determinarea condiției rămasă necunoscută. Mărimile H_α și v_α se determină cu ajutorul ecuațiilor (8) și (9). Dacă v_p este condiția limită cunoscută, valoarea presiunii undei H_p în punctul x se determină cu relația :

$$H_p = H_\alpha - (v_p - v_\alpha)\left(\frac{c}{g}\right)_M - \left\{\frac{f_v}{2D} v_\alpha|v_\alpha| + \left(\frac{g}{c}\right)_M v_\alpha \sin\theta\right\}\left(\frac{c}{g}\right)_M \Delta t. \qquad (14)$$

Dacă însă H_p este dat, atunci se poate obține valoarea vitezei undei, v_p, în punctul n utilizînd expresia :

$$v_p = v_\alpha - (H_p - H_\alpha)\left(\frac{g}{c}\right)_M - \left\{\frac{f v_\alpha}{2D}|v_\alpha| + \left(\frac{g}{c}\right)_M v_\alpha \sin\theta\right\}\Delta t. \qquad (15)$$

La cealaltă extremitate a domeniului $x - t$ (fig. 5), curba caracteristică C reprezintă valoarea limită necunoscută. Valorile vitezei și presiunii undei în punctul ε ($v_\varepsilon + H_\varepsilon$) se pot calcula cu relațiile (fig. 6) :

$$v_\varepsilon = v_M (v_M - v_L)(v + c)_M \frac{\Delta t}{\Delta x}$$

$$H_\varepsilon = H_M + (H_M - H_R)(v - c)_M \frac{\Delta t}{\Delta x}$$

Dacă v_p este valoarea cunoscută în punctul P_0, presiunea undei H_p se obține din ecuația :

$$H_p = H_\varepsilon + (v_p - v_\varepsilon)\left(\frac{c}{g}\right)_M + \left\{\frac{f}{2D} v_\varepsilon|v_\varepsilon| - \left(\frac{c}{g}\right)_M v_\varepsilon \sin\theta\right\}\left(\frac{c}{g}\right)_M \Delta t \qquad (16)$$

iar dacă H_p este valoarea limită dată în punctul P_0, se poate determina viteza undei v_p în punctul P_0 din ecuația :

$$v_p = v_\varepsilon + (H_p - H_\varepsilon)\left(\frac{g}{c}\right)_M - \left\{\frac{f}{2D} v_\varepsilon | v_\varepsilon | - \left(\frac{g}{c}\right)_M v_\varepsilon \sin 0\right\} \Delta t \quad (17)$$

Ecuațiile (14) pînă la (17) dau valorile condițiilor la limită (proprii unor situații specifice) care, împreună cu ecuațiile generale (12) și (13), pot fi utilizate la rezolvarea oricăror cazuri posibile.

Mișcarea variabilă a lichidului într-o conductă orizontală, cu curgere parțial liberă sau cu suprafață liberă, este în multe privințe comparabilă cu mișcarea variabilă a lichidului dintr-o conductă cu secțiune plină, descrisă mai sus.

Curgerea cu suprafață liberă, în regim nepermanent, este condiționată de două variabile independente, timpul și spațiul, și de două variabile dependente, viteza medie a lichidului care curge cu suprafața liberă u și nivelul z. În aceste condiții, pe un segment de conductă, creșterea netă a masei este egală cu diferența dintre masa (de lichid) care intră și iese în unitate de timp din segmentul considerat prin cele două suprafețe transversale care delimitează segmentul și se exprimă prin ecuația de continuitate:

$$u\frac{\partial z}{\partial x} + \frac{A}{T}\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial z}{\partial t} = 0 \quad (18)$$

unde $A = A(z)$ este suprafața transversală a lichidului în curgere cu suprafața liberă din conducta parțial umplută, iar $T = \sqrt{2D - z^2}$ lățimea suprafeței (fig. 4, *c*), unde $D =$ diametrul interior al țevii.

Fluxul net al momentului de mișcare prin elementul de control pe perioada de variație a momentului de mișcare în elementul considerat trebuie să fie instantaneu, echivalent cu rezultanta forțelor externe care lucrează asupra elementului.

Expresia momentului de mișcare are forma :

$$g\frac{\partial z}{\partial x} + u\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial t} + \frac{fu|u|}{8R_H} = 0 \quad (19)$$

Sistemul de ecuații cvasilineare, hiperbolice, cu derivate parțiale, care descriu mișcarea nepermanentă a lichidului într-o conductă cu suprafață liberă, se poate exprima sub forma :

$$\Gamma_3 = u\frac{\partial t}{\partial x} + \frac{\partial z}{\partial t} + \frac{A}{T}\frac{\partial u}{\partial x} = 0 \quad (20)$$

$$\Gamma_4 = g\frac{\partial z}{\partial x} + u\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial t} + \frac{fu|u|}{8R_H} = 0 \quad (21)$$

Expresiile Γ_3 și Γ_4 pot fi combinate linear sub forma :

$$\Lambda = \Gamma_3 + \Gamma_4$$

După transformări și substituiri se obțin două perechi de ecuații :

$$C_+ \begin{cases} 0 = \sqrt{\frac{A}{gT}}\,du + dz + \sqrt{\frac{A}{gT}}\cdot\frac{f}{8R_H}u|u|\,dt = \\ \qquad = \Lambda dt \quad (22) \\ \frac{dt}{dx} = \frac{1}{u + \sqrt{\frac{Ag}{T}}} \quad (23) \end{cases}$$

$$C_- \begin{cases} 0 = -\sqrt{\frac{A}{gT}}\,du + dz - \sqrt{\frac{A}{gT}}\frac{f}{8R_H}u|u|\,dt = \\ \qquad = \Lambda dt \quad (24) \\ \frac{dt}{dx} = \frac{1}{u - \sqrt{\frac{Ag}{T}}} \quad (25) \end{cases}$$

care sînt ecuații diferențiale totale.

Aceste patru ecuații sînt ecuațiile caracteristice care guvernează vitezele variabile și variația înălțimii lichidului într-o conductă orizontală circulară, în care curgerea se face cu suprafață liberă. Ecuațiile (22) și (25) arată că există o corelație între viteză și înălțime, pentru un punct a cărui mișcare în planul $x-t$ este caracterizată prin ecuațiile (23) și (24).

Pentru calcularea vitezei medii „u" și înălțimii „z" a lichidului într-o curgere cu suprafața liberă corespunzătoare punctului P, reprezentînd locul de intersecție dintre o curbă caracteristică pozitivă și o curbă caracteristică negativă, în planul $x - t$, se folosește metoda diferențelor finite care conduce la următoarele relații de calcul :

$$z_p = \frac{1}{2}(z_\alpha + z_\varepsilon) + \frac{1}{2}(u_\alpha - u_\varepsilon)\left(\sqrt{\frac{A}{gT}}\right)_M - \left(\frac{f}{16R_H}\right)_M (u_\alpha|u_\alpha| - u|_\varepsilon|u_\varepsilon|)\left(\sqrt{\frac{A}{gT}}\right)_M \Delta t. \quad (26)$$

$$u_p = \frac{1}{2}(u_\alpha + u_\varepsilon) + \frac{1}{2}(z_\alpha - z_\varepsilon)\left(\sqrt{\frac{gT}{A}}\right)_M - \left(\frac{f}{16R_H}\right)(u_\alpha|u_\alpha| + u_\varepsilon|u_\varepsilon|)\,\Delta t \quad (27)$$

valabilă în orice moment următor timpului „t_i".

Ca și în cazul curgerii cu secțiune plină, la curgerea cu suprafață liberă, mărimile Δx și

Δt sînt interdependente, ori de cîte ori Δt este ales în mod arbitrar, Δx fiind limitat la o creștere de un ordin de mărime care nu depășește valoarea :

$$\Delta t = \frac{\Delta x}{|u| + \sqrt{\frac{Ag}{T}}}$$

Orice punct P, în care urmează să fie calculate valorile u_p și z_p, trebuie să rămînă în domeniul de dependență limitat de curbele C_+ și C_- în discuție.

În marginea domeniului $x - t$, la $x = x_n$, acolo unde este reprezentată numai o curbă caracteristică C_+ care trece prin punctul P_n, valoarea înălțimii z_p se determină, dacă se dă valoarea u_p, cu relația :

$$z_p = z_\alpha - (u_p - u_\alpha)\left(\sqrt{\frac{A}{gT}}\right)_M - \left(\frac{f}{8R_H} u|u|\right)_\alpha \left(\sqrt{\frac{A}{gT}}\right)_M \Delta t \qquad (28)$$

iar dacă z_p este valoarea cunoscută (dată) :

$$u_p = u_\alpha - (z_p - z_\alpha)\left(\sqrt{\frac{gT}{A}}\right)_M - \left(\frac{f}{8R_H} u|u|\right)_\alpha \Delta t \qquad (29)$$

În mod analog, în cealaltă extremitate a domeniului, unde $x = 0$ și unde este reprezentată numai curba caracteristică C_-, care trece prin punctul P_0, dacă u_p este cunoscut se poate calcula z_p cu relația :

$$z_p = z_\varepsilon + (u_p - u_\varepsilon)\left(\sqrt{\frac{A}{gT}}\right)_M + \left(\frac{f}{8H_H} u|u|\right)_\varepsilon \left(\sqrt{\frac{A}{gT}}\right)_M \Delta t, \qquad (30)$$

iar dacă z_p este dat, atunci :

$$u_p = u_\varepsilon + (z_p - z_\varepsilon)\left(\sqrt{\frac{A}{gT}}\right)_M - \left(\frac{f}{8R_H} u|u|\right)_\varepsilon \Delta t \qquad (31)$$

Se observă similitudinea pronunțată între ecuațiile mișcării nepermanente într-o conductă în care curgerea are loc cu secțiune plină și ecuațiile mișcării variabile într-o conductă orizontală, în care curgerea, privită în secțiune, se face cu suprafață liberă. Aceasta din urmă este analoagă cu curgerea nestaționară în canale deschise. De notat că în conducta închisă (în care curgerea are loc pe toată secțiunea conductei), viteza undei de presiune (interioară) este dată de relația :

$$\sqrt{\frac{1}{\rho\left(\frac{1}{k} + \frac{c}{E}\left(\frac{R_1^2}{R_2 - R_1}\right)\right)}},$$

iar în curgerea care se produce într-o conductă a cărei circumferință interioară nu este complet udată, deci curgere cu suprafață liberă, viteza infinitezimală, de suprafață „c" (o undă de presiune în sens exterior), este dată de expresia :

$$\sqrt{Ag/T}$$

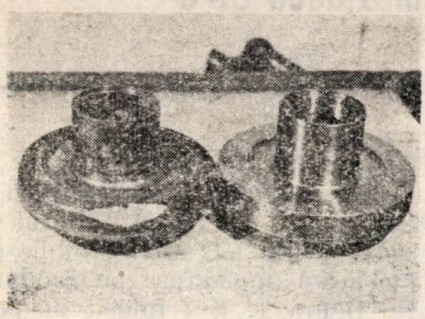
În fiecare caz, viteza este afectată de proprietățile particulare ale lichidului ; de asemenea ea este afectată de condițiile de contact dintre lichid și solid sau lichid și gaz. Cînd curgerea se face pe toată secțiunea conductei, viteza de propagare a undei de presiune depinde de elasticitatea conductei și de proprietățile lichidului pe cînd în conducta în care curgerea se face cu suprafață liberă, celeritatea depinde de geometria profilului curgerii și de proprietățile lichidului. Este evident că ambele exprimări sînt similare din punct de vedere dimensional.

Dacă se admite că condițiile curgerii variabile într-o conductă cu secțiune plină, pe de o parte, și într-o conductă cu secțiune parțial plină, pe de altă parte, sînt în principiu fenomene hidrodinamice foarte asemănătoare, atunci similitudinea studiilor analitice și a rezultatelor matematice respective nu mai surprinde pe nimeni. Recunoașterea similitudinii hidrodinamice a întîrziat, oarecum, din pricina împărțirii tradiționale în probleme privind mișcarea în conducte pline și în probleme privind curgerea în canale deschise.

Fenomenul analizat a fost studiat pe instalația hidraulică de desțunderizare de la un laminor de benzi la cald care funcționa necorespunzător, cu importante și frecvente avarii printre care mai importante au fost degradarea discului și carcasei discului de echilibrare (fig. 7), uzura labirinturilor etc. De remarcat în figura 8 urmele ciupiturilor de cavitație pe suprafața aparatului de dirijare a curentului de apă la aspirație, cauzate de fenomenul de curgere nepermanentă, cu formare de coloane separatoare.

Descărcarea camerei discului de echilibrare s-a făcut inițial în conducta de aspirație, printr-o conductă de legătură (uzual realizată de toate întreprinderile constructoare de pompe centri-

fuge). Această legătură avea drept consecinţă transmiterea variaţiilor de presiune din aspiraţia pompei în camera discului de echilibrare. Ca urmare, pe suprafaţa discului se exercitau presiuni variabile cu semne pozitive şi negative,



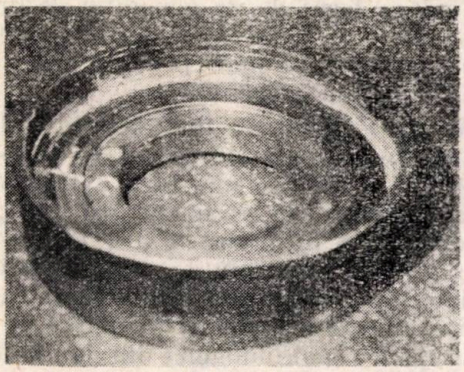


Fig. 7. Discul şi carcasa discului de echilibru avariate prin funcţionarea în regim de curgere nepermanentă fără protecţie

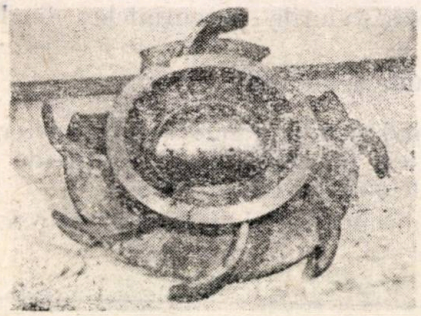


Fig. 8. Aparat de dirijare a curentului de apă între două trepte; se observă uzura mecanică şi ciupituri de cavitaţie

cu ordin de mărime egal cu dublul presiunii din coloana de alimentare a pompei cu o frecvenţă ridicată. Apărea în acest mod o împingere axială alternativă, de ordinul tonelor pe direcţia axului pompei, cu consecinţe negative asupra discului şi cămării discului de echilibrare care se spărgeau (fig. 7); asupra jocurilor axiale cu implicaţii directe privind avaria labirinţilor, aparatelor de dirijare (fig. 8) etc. În plus, fenomenul de cavitaţie a apărut pregnant pe elementele (conducte, armături etc.) sistemului hidraulic de alimentare a pompelor.

Fenomenele amintite au dispărut odată cu anularea mişcării nepermanente de pe coloana de alimentare a pompelor, realizată printr-un montaj de tipul celui indicat în figura 3.

Rezultă din cele de mai sus că în funcţionarea în regim de curgere nepermanent — cazul sistemelor hidraulice de desţunderizare — apar fenomene tranzitorii şi pe partea de aspiraţie a pompelor cu implicaţii asupra fiabilităţii acestora, uzurile principale datorîndu-se şocului hidraulic şi cavitaţiei provocate de apariţia coloanelor separatoare.

Fenomenul a fost pus în evidenţă pe o instalaţie hidraulică industrială folosită în metalurgie, pentru îndepărtarea oxizilor metalici de la suprafaţa metalului ce urmează a fi laminat la cald, instalaţie caracterizată printr-un pronunţat regim nepermanent de funcţionare. Fenomenul apare însă întotdeauna cînd instalaţiile lucrează în regimul nepermanent de curgere şi el trebuie anulat prin măsuri corespunzătoare, pentru a feri utilajul de avarii şi uzură prematură. Pentru evitarea fenomenului amintit, se practică în general metodele de rupere a coloanelor de lichid, prin intercalarea (de rezervoare deschise) de suprafeţe libere şi prin evitarea coloanelor de alimentare orizontale, lungi, cu alte cuvinte prin înlocuirea forţelor de inerţie cu forţe gravitaţionale, care în astfel de situaţii permit evitarea fenomenelor tranzitorii dăunătoare, aşa cum s-a procedat în cazul real.

Prof. dr. chim. Ortansa Landauer,
conf. dr. chim. Cornelia Mateescu,
dr. ing. Olga Iulian
Institutul politehnic — București
ing. Anca Bălăceanu
C.U.P.S.I.C — București

Comportarea la coroziune în medii acide a oțelului inoxidabil UB 6

CZ : 669.14.018.8 :620.193.41

Coroziunea oțelurilor în medii apoase acide este în principal electrochimică. O serie de utilaje din instalațiile industriale, conductele aferente, pompele, ventilele sînt supuse procesului de coroziune. Un aspect subliniat în literatura de specialitate este faptul că utilizarea unor materiale noi în diferite medii corosive trebuie să se facă numai după efectuarea unor cercetări și testări de laborator, privind viteza de coroziune și influența a diferiți factori asupra comportării la coroziune. În acest sens, studiul de față a fost consacrat comportării la coroziune a oțelului UB 6, de producție românească, în medii acide.

Partea experimentală

Studiul comportării la coroziune a oțelului URANUS B 6 în soluții de HCl și H_2SO_4 de concentrații 0,01 — 5 M s-a efectuat prin măsurători electrochimice : trasarea curbelor potențial de coroziune timp și trasarea curbelor potențiodinamice nestaționare prin metoda voltametriei ciclice.

Soluțiile de H_2SO_4 și HCl au fost preparate din reactivi chimic puri și apă distilată. Determinările s-au făcut la temperatura de 20 ± 0,2°C. Compoziția oțelului este : 2% Mn ; 1 % Si ; 0,045% P ; 0,03% S ; 16,5—18,5% Cr ; 3—3,5% Mo ; 21,5—23,5% Ni ; 2% Cu ; 8% Nb (în procente din C).

Determinările privind potențialele staționare de coroziune s-au efectuat prin măsurători de tensiune electromotoare (raportate la electrodul de calomel saturat, ECS) cu ajutorul voltmetrului electronic tip EQ 401. Studiile de voltametrie ciclică s-au efectuat pe instalația prezentată în figura 1. S-a folosit un potențiostat Wenking legat de un generator de funcție EMG tip IR — 0452.Intensitatea și potențialul s-au înregistrat automat pe un înregistrator X — Y, tip ENDIM 620.02.

Electrozii de lucru au fost șlefuiți cu hîrtie de șmirghel, degresați, decapați și spălați cu apă distilată. Pentru o mai bună reproductibilitate a datelor, electrozii au fost prelucrați electrochimic. S-au trasat 1 — 2 curbe, apoi probele au fost menținute potențiostatic la potențiale catodice în domeniul degajării hidrogenului. Prin acest tratament suprafața electrodului devine mai omogenă din punct de vedere electrochimic.

Ca electrod de referință s-a folosit electrodul de calomel saturat, ECS, față de care sînt raportate toate valorile potențialelor din lucrare.

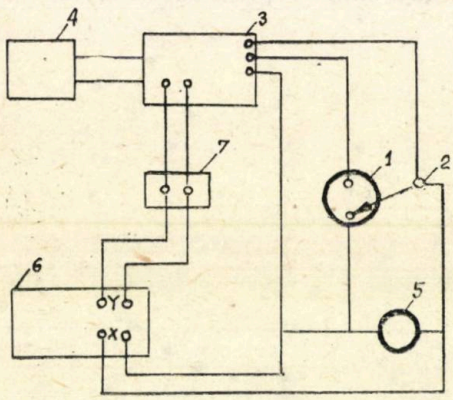


Fig. 1. Schema de montaj a instalației potențiostatice : *1* — celula de polarizare ; *2* — electrodul de referință ; *3* — potențiostatul ; *4* — generatorul de funcții ; *5* — voltmetrul ; *6* — înregistratorul ; *7* — cutia de rezistență

Rezultate și discuții

Utilizînd metoda descrisă au fost determinate potențialele de coroziune în soluții de HCl și H_2SO_4 ale oțelului UB 6.

S-au obținut curbele potențial-timp redate în figurile 2 și 3.

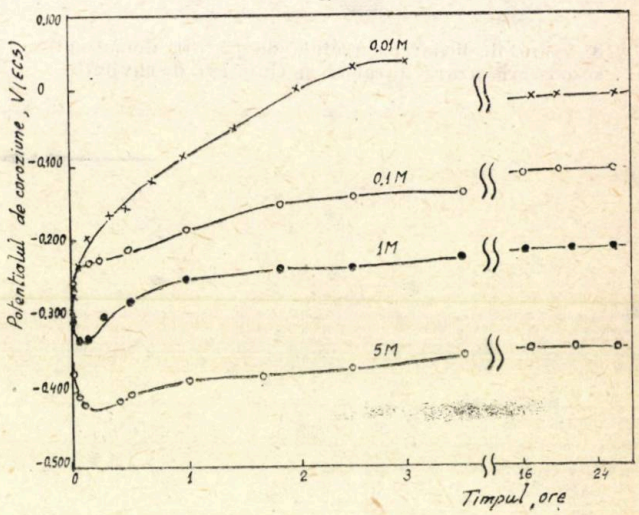


Fig. 2. Dependența potențiostatului de coroziune de timp Sistem oțel UB 6/soluție HCl ; $t = 20 \pm 0,2$°C

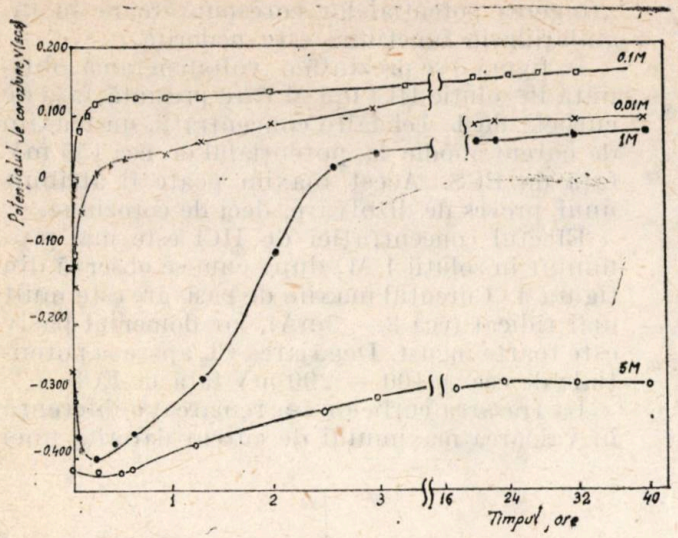


Fig. 3. Dependența potențialului de coroziune de timp
Sistemul oțel UB 6/soluție H_2SO_4; $t = 20 \pm 2$°C

Pentru soluțiile de H_2SO_4 se constată la toate concentrațiile o deplasare spre potențiale anodice, care poate fi atribuită procesului de pasivare.

În soluția 0,01 M deplasarea spre potențiale electropozitive este mai rapidă, ceea ce poate fi explicat printr-o tendință de pasivare mai pronunțată. Soluțiile 1 M și respectiv 5 M prezintă o comportare diferită, dar se poate considera că și în aceste medii materialul se pasivează.

În soluțiile de HCl comportarea oțelului UB 6 este asemănătoare, dar se observă o deplasare mai puțin accentuată a potențialelor spre valori pozitive.

În soluțiile de HCl determinările mai avansate voltametrice arată prezența unor procese de electrod diferite.

În cazul proceselor de coroziune, implicînd fenomene de pasivare (formare de filme pe suprafață), este utilă metoda măsurătorilor de polarizare prin voltametrie ciclică [1], [2].

Măsurătorile voltametrice au fost efectuate în regim cvasistaționar. După pregătirea corespunzătoare a suprafeței, electrozii au fost menținuți potențiostatic la potențiale catodice, în domeniul degajării hidrogenului [3], [4]. Prin acest pretratament suprafața electrodului este redusă parțial. După un anumit timp de reducere s-a inițiat o voltamogramă ciclică.

S-au utilizat viteze de variație a potențialului în timp de 20 — 30 mV/s.

Figurile 4 și 5 prezintă o voltamogramă tipică comportării oțelului UB 6 în H_2SO_4 la diferite concentrații. Curba din figura 4 a fost obținută în H_2SO_4 0,01 M cu oțelul UB 6, după o menținere de cîteva minute la potențialul de 0,55 V față de ECS. Curba prezintă o ramură anodică tipică de pasivare. Curentul maxim de pasivare este relativ mic, dar curentul în zona pasivă este mărit prin variația potențialului în timp. În ramura de întoarcere, curentul anodic este foarte mic, devenind chiar ușor catodic. La potențiale mai negative decît 0,4 V față de ECS apare o creștere rapidă de curent corespunzînd degajării H_2. O comportare asemănătoare o prezintă oțelul UB 6 în H_2SO_4 5 M. Se poate considera că tratamentul din zona catodică produce reducerea filmului pasiv format în aer pe suprafața electrodului. Concentrația mai mare de H_2SO_4 (1 M și 5 M față de 0,1 M) nu aduce modificări deosebite în comportarea oțelului UB 6 (fig. 5).

Concluzia care se poate trage este că în soluțiile de H_2SO_4 studiate oțelul UB 6 se pasivează, fiind deci rezistent la coroziune și utilizabil în astfel de medii.

Prin voltametrie ciclică s-a studiat comportarea oțelului UB 6 în soluții de HCl. În figura 6

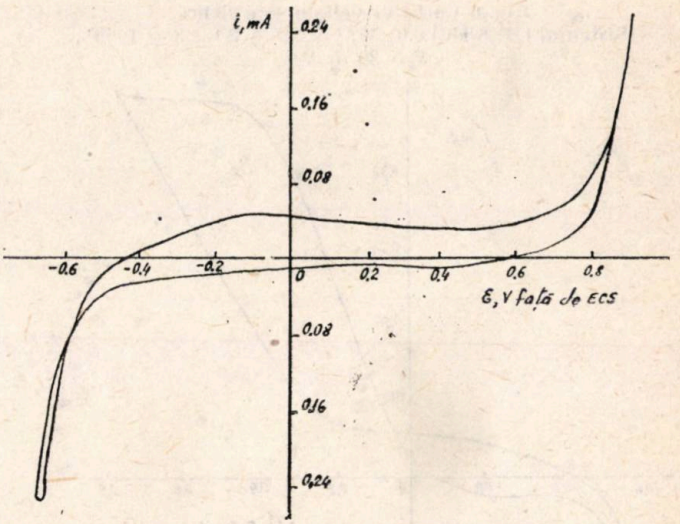


Fig. 4. Curbă de voltametrie ciclică
Sistemul oțel UB 6/H_2SO_4 0,01 M; $t = 20 \pm 2$°C, $S = 1$ cm^2, $V = 32$ mV/s

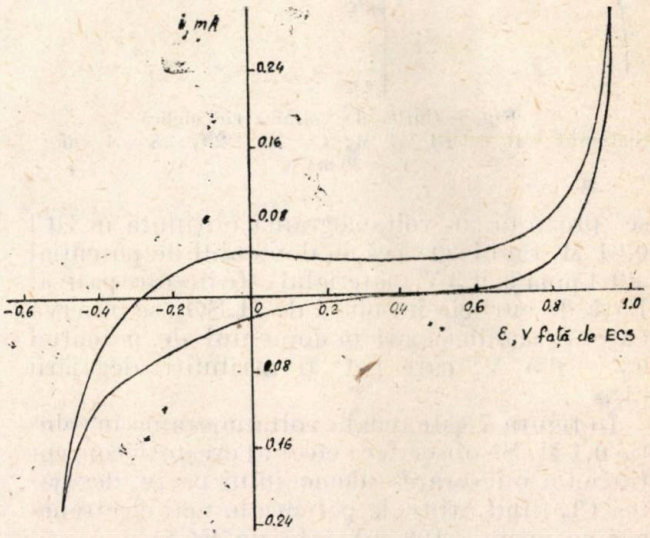


Fig. 5. Curbă de voltametrie ciclică
Sistemul UB 6/H_2SO_4 5 M; $t = 20 \pm 2$°C; $S = 1$ cm^2; $V = 30$ mV/s

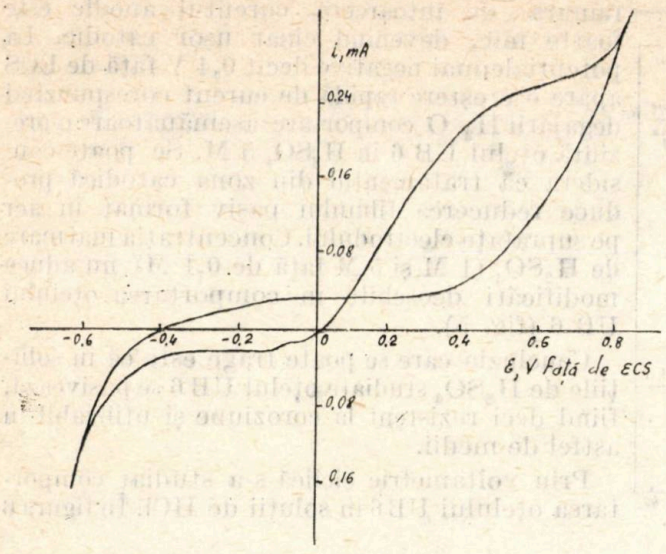


Fig. 6 Curbă de voltametrie ciclică
Sistemul UB 6/HCl 0,01 M; $t = 20 \pm 2$°C; $S = 1$ cm²;
$V = 30$ m V/s

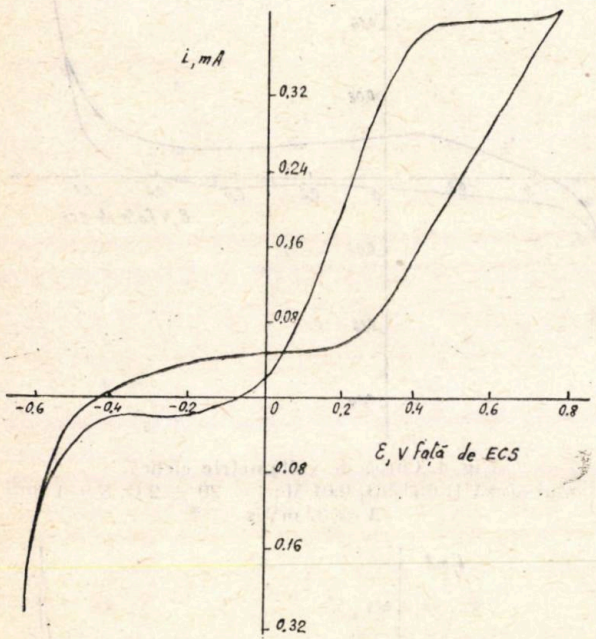


Fig. 7. Curbă de voltametrie ciclică
Sistemul UB 6/HCl 0,1 M; $t = 20 \pm 2$°C; $S = 1$ cm²;
$V = 30$ mV/s

se prezintă o voltamogramă obținută în HCl 0,01 M. Se observă că, în domeniul de potențial —0,4 pînă la 0,3 V, materialul este în stare pasivă. Față de curbele în soluții de H_2SO_4, se observă curenți anodici mari în domeniul de potențial 0,2 – 0,5 V, care pot fi atribuiți degajării Cl_2.

În figura 7 este redată voltamograma în soluție 0,1 M. Se observă ca efect al creșterii concentrației o micșorare a domeniului pasiv, degajarea Cl_2 fiind atinsă la potențiale mai electronegative (cca + 100 mV față de ECS).

În domeniul degajării Cl_2 nu s-a constatat o dizolvare importantă a oțelului, dar desigur că atingerea potențialelor corespunzătoare în instalațiile în funcțiune este nedorită.

În figura 8 se prezintă o voltamogramă obținută în soluție HCl 0,5 M care prezintă, față de curbele de la celelalte concentrații, un maxim de curent anodic la potențialul de cca 150 mV față de ECS. Acest maxim poate fi atribuit unui proces de dizolvare, deci de coroziune.

Efectul concentrației de HCl este mai pronunțat în soluții 1 M, după cum se observă din figura 9. Curentul maxim de pasivare este mult mai ridicat (cca 2 — 3mA), iar domeniul pasiv este foarte îngust. Degajarea Cl_2 apare la potențiale de cca + 100 — 200 mV față de ECS.

La trasarea curbelor s-a remarcat o diferență în valoarea maximului de curent datorită unei

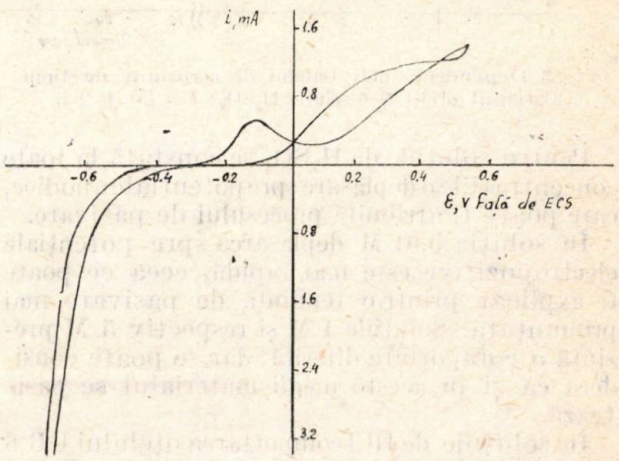


Fig. 8. Curbă de voltametrie ciclică
Sistemul UB 6/HCl 0,5 M; $t = 20 \pm 2$°C; $S = 1$ cm²;
$V = 25$ mV/s

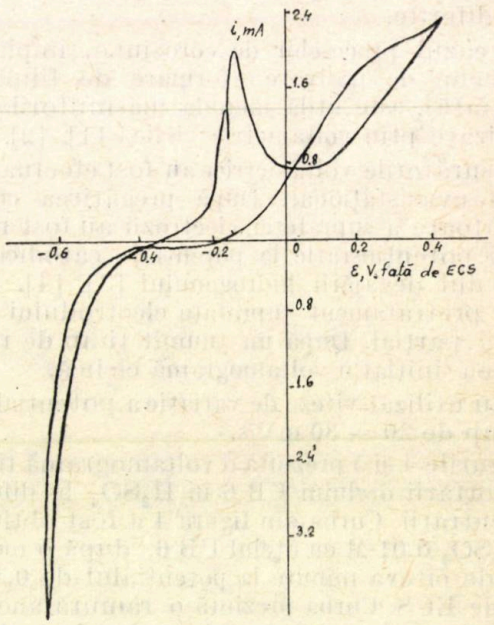


Fig. 9. Curbă de voltametrie ciclică
Sistemul UB 6/HCl 1 M; $t = 20 \pm 2$°C; $S = 1$ cm²;
$V = 21$ mV/s

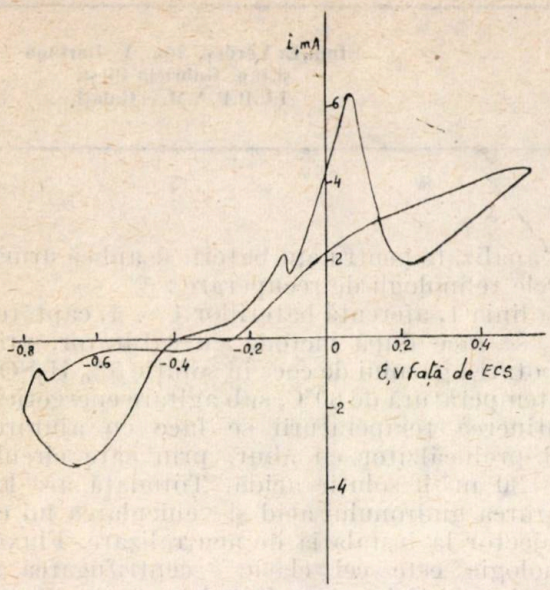


Fig. 10. Curbă de voltametrie ciclică
Sistemul UB 6/HCl 2M; $t = 20 \pm 2°C$; $S = 1\ cm^2$; $V = 27\ mV/s$

„activări" a suprafeței materialului. Acest efect este desigur foarte periculos în practică, fiind necesar un control al acestui fenomen.

Figura 10 prezintă o voltamogramă în soluție de HCl 2M. Se observă o creștere a curentului maxim de pasivare și apariția unui maxim catodic. Procesul catodic corespunzător poate fi atribuit reducerii Cl_2, dar nu prezintă importanță pentru utilizări practice ale materialului.

Curenții maximi de pasivare sînt deci influențați de creșterea concentrației de HCl, devenind mai mari.

Deși curbele voltametrice sînt obținute în condiții cvasistaționare, se poate trage concluzia că procesul de dizolvare corespunzător maximului anodic nu este neglijabil. Utilizarea oțelului UB 6 în aceste condiții (medii cu concentrații de HCl > 1M) trebuie să se facă numai în condițiile unor măsuri de protecție suplimentare.

Concluzii

S-a efectuat un studiu de coroziune în soluții de HCl și H_2SO_4 asupra oțelului inoxidabil UB 6 obținut în R.S.R.

Rezultatele studiului prin metoda potențialelor de coroziune arată că oțelul UB 6 prezintă caracteristici tipice fenomenului de pasivare în mediile studiate. Potențialele de coroziune se deplasează în timp spre valori electropozitive.

Măsurătorile electrochimice voltametrice au pus în evidență procese de pasivare în domeniul de potențial studiat. Nu s-au observat procese de coroziune pitting.

În medii de H_2SO_4, la toate concentrațiile studiate oțelul se pasivează. În soluții de HCl, domeniul de pasivare este relativ mai restrîns; la concentrații > 1 M apare un proces de electrod care poate determina coroziunea materialului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Atanasiu, I., Răducanu, I. și Geană, D. Studii și cercetări chimice, R.S.R., 19, 1971, p. 715.

[2] Răducanu, I. și Geană, D. Studii și cercetări chimice, R.S.R., 22, 1974, p. 573.

[3] Heitz, E. și Schwenk, W. În: Werkst. Kor., R.F.G., 27, 1976, p. 241.

[4] Heitz, E. În: Werkst. Kor., R.F.G., 19, 1968, p. 773.

Aspecte privind recuperarea amoniacului din gazul de cocs

Ing. E. Verdeș, ing. V. Daringă
și ing. Gabriela Pleșa
I.C.P.P.A.M. — Galați

CZ : 662.741.3.004.8

Conform datelor din literatură [1] și prin determinări experimentale s-a constat că, la un conținut de 1,5 — 2% azot în șarja de cărbune supus cocsificării și la un procent de transformare de 10 — 20% a azotului în amoniac, rezultă un randament teoretic de NH_3 variind între 0,25 și 0,45% față de cantitatea de cărbune introdus în camerele de cocsificare.

La ieșirea din colectoarele bateriei de cocsificare, amoniacul se distribuie între apa amoniacală brută și gazul de cocs, raportul între cele două cantități depinzînd în principal de temperatura din colectoare (80 — 100°C) și temperatura mediului ambiant. Astfel, în perioada caldă, apa amoniacală brută reține 10 — 20%, iar în perioada rece, 20 — 50% din cantitatea totală de NH_3.

Ca urmare, concentrația NH_3 în apa amoniacală are valoarea medie de 2,87 g/l vara și 3,40 g/l iarna, iar în gazul de cocs valoarea medie anuală a NH_3 este de 5,68 g/Nm³.

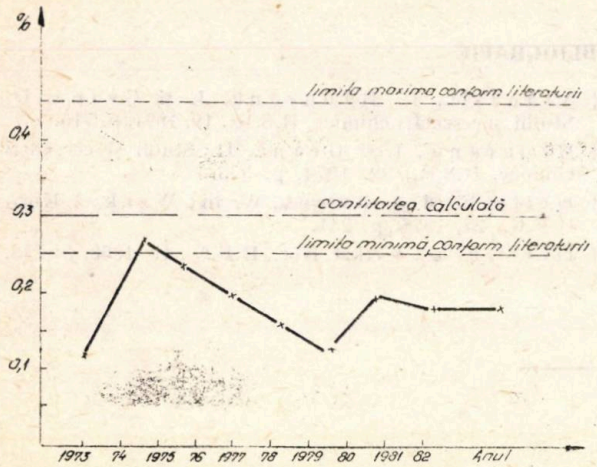


Fig. 1. Evoluția scoaterii de amoniac pe ani

În graficul din figura 1 este prezentată evoluția scoaterii de amoniac pe ani. Cantitatea este exprimată în NH_3 echivalent 100%, convertind atît sulfatul de amoniu, cît și apa amoniacală concentrată realizate în fabricație.

Recuperarea reală reprezintă 86,9% din amoniacul total.

Pornind de la valorile mici ale recuperării în comparație cu posibilitățile teoretice, s-au efectuat determinări și s-au analizat performanțele instalațiilor, pentru depistarea măsurilor de creștere a gradului de recuperare.

Tehnologiile și instalațiile de captare a NH_3 din gazul de cocs. La cele patru linii de gaz de cocs analizate pentru opt baterii se aplică următoarele tehnologii de recuperare :

La linia 1, aferentă bateriilor 1 — 4, captarea NH_3 se face după metoda cu saturator, prin barbotarea gazului de cocs în soluție 5% H_2SO_4, la o temperatură de 60°C, sub agitare energetică. Menținerea temperaturii se face cu ajutorul unui preîncălzitor cu abur, prin care circulă 20 — 30 m³/h soluție acidă. Totodată are loc separarea gudronului acid și vehicularea lui cu un ejector la instalația de neutralizare. Fluxul tehnologic este cel clasic — centrifugarea și uscarea cristalelor de sulfat de amoniu. Sarea obținută astfel are culoare albă și aciditate scăzută — sub 0,1%. Conținutul rezidual de NH_3 în gaz este deosebit de redus — în medie 0,02 g/Nm³, ceea ce înseamnă un randament de recuperare de 99,64%. Acest randament este insensibil la factorii exteriori (temperatură, presiune ș.a.).

La linia 2, aferentă bateriilor de cocsificare 5 — 6, captarea NH_3 se face prin absorbție în două trepte : prima cu apă amoniacală brută, a doua cu apă demineralizată. În prima treaptă are loc și captarea H_2S, absorbantul fiind apa amoniacală de concentrație 30 — 35 g/l.

După captarea NH_3 și H_2S, apa amoniacală este supusă distilării în două trepte : o primă treaptă, la 40°C, cu eliminarea H_2S și o a doua treaptă la 92°C, cu eliminarea NH_3. Vaporii de NH_3 și apă sînt condensați, rezultînd apa amoniacală de 16 — 18%.

Randamentul de captare a NH_3 este sensibil influențat de temperatura inițială a gazului de cocs, de temperatura apei amoniacale brute și de cea a apei demineralizate. Practic o temperatură acceptabilă a gazului la intrare de 25°C poate fi realizată numai utilizînd apa suprarăcită în instalații de producere a frigului.

O concentrație a NH_3 la ieșire de 0,3 g/Nm³, ceea ce reprezintă un randament de captare de 94,7%, este atinsă de regulă în perioada rece. În mod curent, concentrația de NH_3 rezidual depășește 0,5 g/Nm³, valorile superioare provocînd dificultăți mari în instalația din aval, de captare și distilare a benzenului.

De menționat dificultățile de răcire a apei amoniacale brute utilizate la absorbție, fiind necesară scăderea temperaturii acesteia de la 70 la 25°C, în condițiile unei colmatări rapide a suprafețelor de schimb de căldură.

Liniile 3 și 4 de gaz de cocs, aferente bateriilor 7 și 8, realizează captarea NH_3 din gazul de cocs în două trepte de absorbție, în contracurent,

utilizînd ca absorbant apa demineralizată sau apa uzată de la distilare. Absorbția se face în două spălătoare identice cu umplutură metalică de tablă expandată.

Apa amoniacală rezultată, cu un conținut de cca 10 g/l NH_3, este supusă distilării într-o coloană vidată la partea inferioară. Apa uzată eliberată de amoniac pînă la 0,2 g/l este trimisă fie la epurare biochimică, fie la spălătoarele de amoniac. Vaporii de apă și NH_3 sînt răciți pînă la cca 80°C și dirijați într-o instalație de tip Phosam, în care are loc chemosorbția NH_3 într-o soluție de acid ortofosforic și apoi disorbția la presiune,cu obținerea amoniacului lichid.

Ca o variantă a fabricației se poate obține apa amoniacală concentrată, dirijînd vaporii de NH_3 la un condensator.

Tehnologiile și instalațiile de captare a NH_3 din apa amoniacală brută sînt în linii generale identice la liniile aferente celor opt baterii (fig. 2). Amestecul de apă-gudron din colectoare curge liber în decantoarele mecanizate poz.

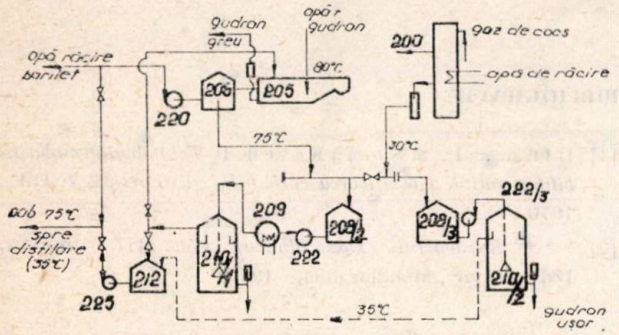


Fig. 2. Schema actuală și propunerea de modificare a separării apei amoniacale brute :
200 — răcitor primar ; *205* — decantor mecanizat ; *206* — rezervor ; *208* — rezervor condensat ; *209* — preîncălzitor condensat ; *210* — decantor vertical ; *212*— rezervor apă excedentară ; *220* — pompă apă răcire barilet ; *222, 222/3* — pompe condensat ; *225* — pompă apă amoniacală brută excedentară

205 ; aici se separă gravitațional, stratul inferior — suspensii solide — este îndepărtat cu racleți și evacuat periodic din buncărul decantorului ; stratul mediu — gudronul greu — este scos periodic sau continuu, printr-un regulator, și trimis la depozitări-expediție.

Stratul superior — apa amoniacală brută — trece în rezervorul poz. 206, de unde cu pompele poz. 220 este trimis la răcirea gazului în colectoarele bateriilor. Excedentul de apă amoniacală, reprezentînd cca 112 l/t cărbune sau 17 — 25 m^3/h pe fiecare linie de fabricație este preluat fie din refularea pompelor 220 (cum se procedează curent în exploatare) cu alte cuvinte din „circuitul colectorului", fie din „circuitul răcitoarelor primare".

Acest din urmă circuit este format din răcitoarele primare poz. 200 — în care gazul de cocs intră cu 80°C și iese la 25 — 35°C ; ca urmare a răcirii, o parte din vaporii de apă și de gudron condensează, trec prin curgere liberă în rezervorul 208 de unde, cu pompa 222, apa este refulată în decantorul 210 ; înainte de intrarea în decantor, lichidul este preîncălzit la 70 —80 °C în schimbătorul de căldură 209.

La partea inferioară a decantorului 210 este extras gudronul, iar la partea superioară — apa amoniacală excedentară, care poate fi dirijată fie în rezervorul 212, fie în decantorul mecanizat 205, completînd lichidul din circuitul colectorului.

Apa amoniacală excedentară din instalația răcire-condens este trimisă în rezervoarele instalațiilor de captare amoniac și distilare a apei amoniacale.

Distilarea apei amoniacale se realizează într-o instalație clasică în două trepte : încălzirea pînă la 45°C într-o coloană de dezacidulare, în care sînt îndepărtate gazele acide în special H_2S și HCN — urmată de încălzirea la cca 100°C într-o coloană de distilare simplă, cu reflux ; vaporii de apă și amoniac de la partea inferioară sînt răciți la 92°C, lichidul obținut fiind utilizat la reflux ; vaporii de NH_3 și apa necondensată trec în condensator, aduse la cca 30°C, și se expediază ca apă amoniacală de concentrație 16 — 18% NH_3.

Se remarcă faptul că se recuperează numai amoniacul volatil, amoniacul legat sub formă de săruri rămînînd în apa uzată.

Cantitatea de apă amoniacală de la lina 1 poate fi prelucrată integral în linia 2, unde este utilizată în prealabil la captarea NH_3 și H_2S din gazul de cocs.

Din punct de vedere al randamentului de recuperare a NH_3, schemele tehnologice prezentate au următoarele deficiențe :

— amestecarea apei amoniacale din circuitul colectorului cu cea din circuitul răcitoarelor primare.

Efectuînd analize ale apei amoniacale brute în diferite puncte ale instalației s-au găsit următoarele valori :

a. la decantoarele mecanizate, 3,7 g/l ;

b. la răcitoarele primare, 12,5 — 13,6 g/l ;

c. la rezervoarele instalației de absorbție-distilare : 1,89 — 3,20 g/l ;

— încălzirea la temperaturi de 75 — 85°C a apei amoniacale și menținerea îndelungată la această temperatură.

În felul acesta amoniacul volatil se desoarbe din apă. Concentrația sa în apa amoniacală scade prin încălzirea condensatului obținut la răcitoarele primare :

t^0	27	30	40	50	60	70° ... 70°		70°
NH_3, g/l	13,6	12,96	12,6	11,89	11,58	11,15	*9,85	**6,3

* — după 4 h ; ** — după 8 h.

În mod evident, randamentul recuperării NH_3 este puternic determinat de aceste pierderi, care se ridică anual la cca 1 500 t amoniac ;

— utilizarea în procesul de absorbție a unui absorbant — apa amoniacală brută — cu temperatură prea mare (fig. 3).

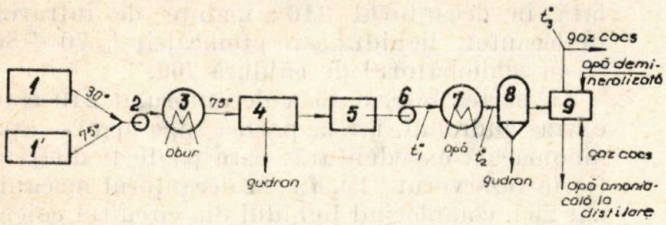


Fig. 3. Schema de obținere a apei pentru absorbție : *1,1* — surse de apă amoniacală ; *2,6* — pompe ; *3* — preîncălzitor cu abur ; *4* — decantor vertical ; *5* — rezervor ; *7* — răcitor cu apă ; *8* — filtru ; *9* — spălător NH_3 din gaz

Întrucît ecartul de temperatură de 40°C este dificil de realizat cu instalațiile din dotare și în plus are loc un consum ridicat de energie electrică și termică, temperatura apei amoniacale se ridică la 35—40°C, mai ales în perioada caldă a anului. Cu toate că s-a suplimentat ulterior suprafața de răcire, temperatura apei amoniacale nu a scăzut la limitele antecalculate.

Pornind de la observațiile prezentate mai sus, se are în vedere o schemă modificată, care în esență constă în separarea celor două fluxuri de apă—cu temperaturi de 75°C și respectiv 30°C — și utilizarea la absorbție și distilare numai a apei din sursă fără a mai fi supusă încălzirii.

Testele de decantare a amestecului apă-gudron obținut de la răcitoarele primare au condus la concluzia posibilității decantării la temperatura de 30°C, într-un decantor modificat.

Concluzii

Prin separarea, decantarea și distilarea condensatului din gazul de cocs de la răcitoarele primare se obține o apă amoniacală cu un conținut de 12—13 g/l NH_3 de cca 4 ori mai mare decît în apa obținută prin fluxurile existente.

În felul acesta se pot obține randamente superioare de recuperare a amoniacului cocsochimic.

Se realizează de asemenea o diminuare a poluării atmosferei prin micșorarea cantității de NH_3 desorbit prin încălzirea apei amoniacale brute excedentare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Blum, I. și Ștefănescu, I. *Tehnologia combustibilor solizi. Cocsificarea cărbunilor*. București, E.D.P., 1970.

[2] * * * *Spravocinik koksochimica*, vol. III. Moscova, Izdatelstvo „Metallurghiia, 1966.

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 9, 1984

Difuziunea în metalele deformate, p.1 — — Fuzibilitatea și viscozitatea zgurelor în cazul afinării oțelului prin insuflarea de pulberi, p. 5 — Precipitarea picăturilor de fier în zgură în cîmp electric, p. 10 — Fuzibilitatea sistemelor de zgură cu bază de ferită de calciu cu Al_2O_3, p. 12 — Prognozarea vitezei verticale de sinterizare a stratului încărcăturii de aglomerare, p. 14 — Studierea procesului de formare a blocurilor în aglomeratele de minereu de fier, p. 17 — Unele particularități ale comportării elementelor alcaline la încălzire, p. 20 — Cercetarea proprietăților concrețiunilor de fier și mangan, p. 22 — Aprecierea stabilității rezultatelor analizei fluorescente cu raze X, p. 27 — Optimizarea conducerii încărcării materialelor pulverulente în agregatele metalurgice, p. 29 — Prognozarea temperaturii metalului pe trascul convertizor-instalație de turnare continuă a oțelului, p. 32 — Schimbul de masă în cazul insuflării de azot în oțelul lichid, în oală, p. 37 — Optimizarea componentelor de zgură cu calcar și silicați pentru afinarea oțelului în afara cuptorului, p. 42 — Dezvoltarea curenților convectivi în lingoul în curs de solidificare, p. 45 — Presiunea aburilor saturați de fier, cobalt și nichel, p. 49 — Măsurători calorimetrice la topirea peletelor metalizate, p. 54 — Analiza stării de tensiune a metalului utilizînd rezultatele lucrărilor teoretice, p. 57 — Starea de tensiune și de deformare în zona gîtuită a epruvetei plate supuse încercării la plasticitate, p. 62 — Starea de tensiune și de deformare la profilare, p. 66 — Probleme ale deformării corpurilor cilindrice, obținute prin deformarea la viteze mari, p. 69 — Coeficientul de întindere și de tensiune la întindere pe lățimea benzii, în funcție de condițiile de ungere, p. 73 — Influența schemei de deformare asupra structurii și proprietăților molibdenului, p. 75 — Compactarea semifabricatelor poroase elastoplastice în cazul prelucrării sub presiune, p. 78 — Comportarea reologică a componentelor structurale ale fontei albe, p. 83 — Proprietățile magnetice ale oțelurilor austenitice pentru temperaturi joase, p. 84 — Modificarea suprafeței pieselor din oțel U10 în cazul alierii cu crom, cu laser, p. 87 — Compararea proprietăților mecanice ale oțelului călit și durificat termomecanic 60C2 după revenirea în cuptor și prin contact electric, p. 88 — Diagramele de deformare la temperaturi înalte la compresiunea oțelurilor de construcții cu conținut de 0,4 % C, p. 91 — Influența oxigenului asupra structurii și plasticității îmbinărilor sudate ale molibdenului slab aliat, p. 95 — Anomalia cristalizării fontei hipoeutectoide, p. 98 — Influența cuprului asupra structurii și proprietăților fontei sintetice, p. 101 — Alegerea regimului termic al funcționării cuptoarelor de încălzire, p. 106 — Metoda aproximativă de calcul al arderii amestecului de combustibili gazoși, p. 110 — Cercetarea numerică a hidrodinamicii topiturilor de silicați în cuptorul cu baie, p. 112 — Modelarea statistică a încălzirii metalului în cuptoarele cu trecere, ținînd seamă de profilul mediului de încălzire, p. 115 — Calcularea duratei de existență a stratului solidificat în cazul încălzirii corpului în masa topită, p. 117 — Cîmpul de temperatură a unui cilindru din oțel în cazul unei încălziri prin pulverizare-răcire, ținînd seamă de transformările de fază, p. 121 — Modelarea matematică a răcirii sîrmei laminate în camera cu flux direct, p. 125 — Calcularea unui suport discret cu pernă de gaze în cuptorul continuu, p. 129 — Îmbunătățirea indicatorilor planificați în cazul conducerii producției de oțeluri speciale, p. 131 — Prognozarea în planificarea operativă și în conducerea producției în sistemul oțel laminat, p. 136 — Eficiența laminării elicoidale a oțelurilor aliate și a aliajelor, p. 139 — Experiența utilizării metodelor statistice la prognozarea extracției de cărbuni pentru cocsificare, p. 142 — Metoda de măsurare a vitezei de deplasare a curentului de fluid, p. 146 — Calcularea viscozității topiturilor metalice, p. 147 — Modificarea densității peletelor metalizate în procesul de topire și de încălzire, p. 148 — Gradul de utilizare a combustibilului în cazul unor regimuri diferite de sinterizare, p. 149 — Capacitatea reactivă a cocsului metalurgic, p. 150 — Analiza informațiilor subiective referitoare la elaborarea în convertizor, prin metode de analiză a epruvetelor, p. 150 — Proprietățile de anomalie magnetică și termică ale aliajelor feromagnetice de tip ticonal, p. 152 — Accelerarea procesului de cementare în mediu solid, p. 154 — Îmbunătățirea regimului de funcționare a agregatului de recoacere continuă, p. 154 — Indicele spectral de luminozitate al țunderului, p. 155 — Cercetarea microstructurii barelor din cupru, obținute prin metoda laminării elicoidale, p. 156.

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 10, 1984

Interacțiunea chimică în shungitul brichetat, p. 1 — Diagrama echilibrelor de faze și chimice în sistemul Si-O-C, p. 4 — Termodinamica repartizării interfazice a elementelor între zgura și topitura cu fier și carbon, p. 7 — Schema generalizată a interacțiunii fazelor și modelul matematic al procesului de elaborare a oțelului, p. 11 — Cinetica reducerii oxidului de mangan din zgură cu fontă, p. 16 — Metoda estimării tensiunilor limită în peletele de minereu de fier, p. 21 — Influența unghiului de înclinare al cuvei asupra rezultatelor de funcționare a furnalului cu un volum de 3 000 m^3, p. 23 — Umezirea cu topituri de fier a componentelor din încărcătura de aglomerare și puterea de adeziune a fazelor, p. 27 — Influența regimului de încărcare asupra repartizării gazelor pe secțiunea furnalului, p. 29 — Influența caracterului de acțiune a curentului de gaze asupra structurii stratului, p. 32 — Analiza comparativă a schemelor de pregătire a încărcăturii la fabricarea peletelor de minereu de fier, p. 36 — Studierea proprietăților termofizice ale mineralelor de mangan, ale materialelor de încărcătură și ale încărcăturilor pentru elaborarea feroaliajelor de mangan, p. 39 — Reducerea manganului la topirea (elaborarea) carbotermică a aliajelor în cuptorul electric, p. 44 — Particularitățile cinetice ale decarburării cu argon și oxigen a oțelului inoxidabil, sub vid, p. 49 — Dispozitiv de măsurare a grosimii benzii la liniile de laminare la rece, p. 54 — Starea de elasticitate termică și plastică a plăcilor cu proprietăți variabile, p. 57 — Viteza de deplasare a metalului pe cilindri de laminare, p. 60 — Analiza stării de tensiune și de deformare a sîrmei la deformarea prin încovoierea alternativă cu tensionarea, p. 63 — Determinarea cîmpului termic în corpul supus deformării, prin metoda variantelor și a iterației, p. 67 — Analiza stării de tensiune în problemele de plasticitate ale curgerii plane, p. 71 — Stabilirea după un model matematic a condițiilor optime de răcire a cilindrilor, p. 75 — Analiza statistică a consumului de cilindri la laminoarele continue de profile ușoare și mijlocii, în cazul laminării profilelor în L, p. 77 — Stabilirea tenacității de degradare după cinetica de creștere a microfisurilor la oboseală, p. 80 — Modificările de structură în oțelurile 110G13L și M76, în cazul prelucrării mecanice cu plasmă, p. 83 — Influența patentării termociclice asupra proprietăților sîrmei, p. 86 — Influența compoziției chimice asupra structurii oțelului turnat de tip H13, p. 88 — Influența subrăcirii la călirea inițială, asupra fenomenului de ereditate structurală a oțelului de construcție 37HN3A, p. 91 — Proprietățile suspensiei etilice și silicat modificate cu gudron rezultat din distilarea lemnului, p. 94 — Difuzibilitatea termică a sistemelor de pulberi din oțeluri rapide, p. 96—Modificarea porozității stratului de pelete pe lungimea mașinii de prăjire, p. 99 — Influența procedeului de introducere a aerului insuflat asupra uniformității repartizării gazelor în cuptoarele cu cuvă, p. 103 — Calcularea lăncilor la convertizoarele cu suflare prin fund, p. 106 — Mecanismul organizatoric în mai multe direcții ale conducerii producției metalurgice, p. 108 — Algoritmul de repartizare a încărcăturii de aglomerare între buncăre în cazul unei încărcări ciclice, p. 116 — Structurarea matematică a problemei defalcării portofoliului trimestrial de comenzi, p. 119 — Un pachet de programe aplicative în vederea cercetării și optimizării regimurilor de funcționare a agregatelor metalurgice, p. 123 — Cauzele pulsațiilor presiunii apei de răcire și vibrării construcției răcitoarelor de la agregatele metalurgice, p. 127 — Cercetarea caracteristicilor de descărcare a alimentatorului cu camere cu evacuarea laterală a materialului, p. 131 — Degradarea construcțiilor sudate, p. 134 — Reconstrucția întreprinderilor siderurgice, p. 137 — Fundamentarea capacităților de producție în secțiile de laminare, p. 139 — Model statistic și economic de apreciere a eficienței de îmbogățire a cuarțitului cu magnetit, p. 144 — Organizarea stimulării materiale în vederea măririi scoaterii la fabricarea aliajelor, p. 146 —

Neutralizarea apelor reziduale în uzinele metalurgice, p. 148 — Comportarea borului la elaborarea oxidantă a fontei cu conținut de bor pentru convertizor, p. 151 — Construcția rațională a lăncii de oxigen pentru prelucrarea fontelor cu conținut scăzut de mangan, p. 152 — Construcția ecuației de relație a tensiunilor și deformațiilor, p. 152 — Celulă pentru măsurarea forței termoelectromotoare și a rezistenței electrice a metalelor în limita temperaturilor 20—950° C, p. 153 — Cinematica liniei de laminare elicoidală și transversală a țevilor, p. 154 — Influența regimului de tratament nodulizant asupra structurii oțelului U8, p. 156 — Perfecționarea tehnologiei de încălzire și de răcire a oțelului, în scopul micșorării decarburării probabile, p. 157.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 1, 1985

Măsuri structurale și proiecte tehnice în întreprinderile siderurgice din R.F.G., p. 1 — Arbed Saarstahl GmbH, p. 5 — Hoesch Stahl AG, p. 9 — Klöckner-Werke AG, p. 13 — Krupp Stahl AG, p. 19 — Mannesmannröhren-Werke AG, p. 23 — Stahlwerke Peine-Salzgitter AG, p. 29 — Grupul Thyssen, oțel și oțeluri speciale, p. 33 — Concluzii și perspective, p. 41 — Tehnologia refractarelor în Japonia și R. F. G. (primul Seminar R. F. G. — Japonia de refractare, Düsseldorf 1984), p. 43 — Referat asupra congresului „Practica întreținerii '84", p. 47.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 2, 1985

Între dirijare și subvenții, șansele industriei siderurgice din R. F. G., p. 51 — Alegerea materialelor adecvate pentru scule și tratamentul termic al sculelor de tăiere de precizie, p. 53 — Influența căldurii de lăcuire, reparare și sudare asupra rezistenței tablelor de oțel de înaltă rezistență în construcția de automobile, p. 65 — Procedeul Therm-O-Matic, un nou procedeu de control on line al defectelor de suprafață la produsele de oțel, p. 71 — Sistem automat de control și curățare, pentru îndepărtarea defectelor la țaglele cu secțiune pătrată, p. 77 — 40 de ani de existență a Comitetului de forjă VDEh, p. 83 — Influența conținutului de MgO al zgurei și a barbotării asupra defosforării și desulfurării la procedeul SDS, p. 89 — Măsurarea distanței între cristalizor și partea îngustă a firului, la turnarea continuă, cu ajutorul senzorilor cu curenți turbionari, p. 95 — 25 de ani de existență a societății pentru tribologie, p. 105 — Industria de automobile în Comunitatea Europeană, p. 109.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, 1985

Instalație de răcire uscată a cocsului la cocseria August Thyssen — protecția mediului, recuperarea energiei, creșterea productivității, p. 121 — Gospodărirea energiei și optimizarea procesului la cuptoarele din uzinele de prelucrare ulterioară — posibilități și limite, p. 131 — Tăierea profilelor mijlocii, p. 141 — A doua campanie a cuptorului, recăptușirea și repunerea în funcțiune a furnalului 6 de la Thyssen Stahl AG-Duisburg, p. 145 — Influența MgO dizolvat de la începerea insuflării asupra uzării căptușelii dolomitice la procedeul LD, p. 153 — Economia finanțează în cea mai mare măsură cercetarea și dezvoltarea în R.F.G., p. 167.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 1, 1985

Prevederea comportării la uzare a straturilor de protecție, p. 1 — Caracterizarea structurii în zonele apropiate de suprafață după acoperirea CDV, p. 6 — Distribuția deformației și a forțelor la laminarea cu viteze mari de deformare, p. 12 — Studii tehnologice de laminare la un bloc de laminare a sîrmei, ținînd seamă de forțele de laminare, p. 18. — Model special de calculare a raporturilor între temperatură și energie la laminoarele continue, p. 21 — Parametri tehnologici de laminare la laminarea benzii de alamă și cupru, p. 25 — Determinarea cu ajutorul calculatorului a trecerilor la laminoarele de bandă la cald cu o singură cajă, p. 30 — Performanțele preselor de forjare de 10 MN, p. 35 — A 4-a Conferință a oțelarilor din R. D. G. și R. S. C. „Progrese în tehnologia elaborării oțelului", p. 38.

Giesserei, R.F.G., nr. 1, 1985

Perspectivele utilizării pieselor turnate din diferite materiale în construcția de mașini, p. 2 — O nouă tehnologie de fabricație și influența ei asupra tehnicii de turnare, p. 11 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor grele (partea a 22-a), p. 16.

Giesserei, R.F.G., nr. 2, 1985

Debavurarea termică a pieselor din zinc turnate sub presiune, p. 39 — Absorbția și îndepărtarea gazelor și vaporilor de la mașinile de turnare sub presiune, p. 43 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării fontei maleabile, p. 46.

Giesserei, R.F.G., nr. 3, 1985

Utilizarea roboților industriali în atelierele de curățat piese, p. 61 — Absorbția și îndepărtarea șpanului și prafului la prelucrarea aliajelor de aluminiu, p. 65.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 12, 1984

Repararea furnalului nr. 3 de la Dunkerque, p. 895 — Evaluarea performanțelor electrozilor de grafit în condiții variabile de exploatare a unui cuptor modern cu arc, p. 903 — Creșterea vitezei turnării continue a țaglelor la oțelăria de la Cockerill-Sambre de la Marcinelle, p. 917 — Producerea industrială a oțelului bifazic direct de la linia de laminare a benzilor, p. 925 — Moduri de uzare și de deteriorare a cilindrilor de laminare la cald. Relație între aceștia și caracteristicile termomecanice ale calaminelor, p. 931 — Parametri luați în considerare în realizarea pieselor din oțeluri speciale pentru echipamentele de direcție ale unui avion, p. 943 — Influența încovoierii la rece și a sudării asupra proprietăților tablelor groase. Partea a doua, p. 951 — O nouă încercare de reducere a minereurilor de fier, p. 961.

Stal, U.R.S.S., nr. 9, 1984

Concluziile și perspectivele colaborării țărilor membre ale CAER, în dezvoltarea siderurgiei, p. 5 — Optimizarea regimului de ardere a combustibilului gazos și solid la aglomerare, p. 8 — Caupere de furnal cu arzătoare ceramice, p. 11 — O tehnologie nouă de prelucrare a zgurei de furnal topite, în pietriș de zgură expandată, p. 14 — Producția de oțel și consumul de energie, p. 18 — Tratamentul în afara cuptorului al oțelului de convertizor 08Iu, prin utilizarea sondelor cu oxigen, p. 20 — Producția de oțel aliat, tratat pe instalația ASEA—SKF, p. 23 — Căptușeli turnate din mase autosolidificabile, pentru distribuitoare, p. 27 — Transformarea defectelor de suprafață ale semifabricatelor turnate continuu, în timpul laminării la cald, p. 28 — Controlul procesului tehnologic de obținere a oțelului pentru tabla laminată la rece, p. 31 — Procedee tehnologice de economisire a energiei în producțiade oțel electric, p. 34 — Topirea electrică sub zgură a lingourilor din oțeluri și aliaje înalt aliate, p. 35 — Utilizarea zgurelor de haldă, rezultate de la fabricarea manganului metalic, la elaborarea oțelului, p. 37 — Asimilarea tehnologiei de separare pneumatică a zgurelor rezultate de la fabricarea silicomanganului, p. 39 — Obținerea de feroaluminosilicocalciu din zgura de furnal și cărbuni cu conținut mare de cenușă și utilizarea acestuia la elaborarea oțelului, p. 42 — Asimilarea producției industriale de corniere cu laturi egale economice pe laminoare continue, p. 46 — Îmbunătățirea calității suprafeței laminatelor din oțel necalmat, p. 48 — Determinarea proprietăților elastice ale rulourilor în procesul de înfășurare a benzii cu tensionare, p. 50 — Analiza statistică a condițiilor de asigurare a proprietăților normative ale laminatelor din oțel carbon, p. 52 — Studierea procedeului de laminare la rece a oțelului zincat, p. 56 — Stabilizarea temperaturii de laminare pe lungimea laminatului, p. 57 — Modificarea formei defectelor de suprafață a semifabricatelor, la fabricarea țevilor pe un agregat cu laminor continuu, p. 59 — Stabilirea parametrilor de cablare coordonată a cablurilor din oțel, p. 61 — Tensiunea de trefilare a sîrmei în filieră, după o schemă de calibrare rotund-oval-rotund, ținînd seamă de capacitatea de forfecare, p. 63 — Recoacerea nodulizantă a profilelor laminate din oțel 20G2P, p. 65 — Elaborarea, asimilarea și introducerea pe scară industrială a tehnologiei de fabricație a oțelului de înaltă puritate pentru șine, p. 69 — Proprietățile burlanelor de tubaj din oțel cu conținut scăzut de mangan,

p. 72 — Obținerea unei structuri feritomartensitice în oțelurile slab aliate, în cazul unui tratament termic în cuptoare de trecere, p. 75 — Influența incluziunilor nemetalice asupra micronecompactității la laminarea oțelului SH15, p. 77 — Proprietățile oțelului de construcții 40N3M din pulberi, p. 79 — Sistem de încălzire prin impulsuri a cuptoarelor de încălzire cu camere, p. 4 — Elaborarea unor procedee de utilizare a cuptoarelor-tunel la prelucrarea antifulgi a oțelurilor, p. 87 — Capacitatea de comutare a periilor electrice în comanda curentului continuu de la utilajele de laminare ,p. 90.

Stal, U.R.S.S., nr. 11, 1984

Studierea dinamicii curentului de gaze în zona axială a furnalului, p. 4 — Studierea gazificării complete a păcurii la elaborarea în furnal, p. 6 — Problemele zincului în producția de fontă de furnal, p. 9 — Micșorarea emanațiilor nocive prin perfecționarea procesului tehnologic de aglomerare, p. 16 — Creșterea eficienței producției de oțel,p. 19 — Alierea cu aluminiu a oțelului pentru tablă auto, p. 24 — Îmbunătățirea calității semifabricatelor turnate continuu sub acțiunea vibrațiilor, p. 26 — Mărirea rezistenței cristalizoarelor de la instalațiile de turnare continuă curbilinii, p. 27 — Influența tehnologiei de dezoxidare și de suflare cu argon asupra calității oțelului pentru șine, p. 28 — Mărirea rezistenței convertizoarelor prin torcretarea cu flacără a căptușelii, p. 30 — Perfecționarea procedeului de tăiere cu oxigen a semifabricatelor turnate continuu, p. 32 — Reducerea consumului de energie electrică prin utilizarea energiei produse de combustibil la elaborarea oțelului în cuptoarele electrice cu arc, p. 34 — Influența condițiilor de elaborare asupra proprietăților aliajelor cu conținut de nichel și crom, p. 37 — Model de construcție a băii cuptoarelor de reducere a minereurilor pentru feroaliaje, p. 40 — Situația și perspectivele automatizării producției de laminate, p. 42 — Elaborarea regimurilor de laminare a benzilor de oțeluri pentru țevi sudate elicoidal în două straturi, p. 46 — Noi caje verticale fără cadru pretensionate, de la laminoarele pentru profile cu cilindru de sprijin cu trecere lichidă, p. 48 — Metode de control nedistructiv în industria de table laminate de la combinatul metalurgic Novo-Lipețk, p. 52 — Protecția anticorosivă cu inhibitori a tablei de oțel pentru automobile, la combinatul metalurgic Novo-Lipețk, p. 54 — Direcțiile de bază ale reducerii pierderilor de metal la fabricarea țevilor, p. 56 — Mărirea preciziei țevilor cu pereți subțiri și rezistente la coroziune la fabricarea pe liniile de laminare la rece a țevilor cu pereți subțiri, p. 58 — Perfecționarea tehnologiei de fabricație a metalului pentru refularea la rece, p. 59 — Reducerea consumului de metal la fabricarea bolțurilor, p. 60— Calcularea calibrării cilindrilor pentru laminarea profilelor fasonate de înaltă precizie în L, p. 63 — Elaborarea tehnologiei de fabricație a oțelurilor electrotehnice aliate mijlociu, p. 65 — Elaborarea tehnologiei și proprietățile aliajului HN30MBIu pentru industria energetică, p. 67 — Rezistența oțelului beton 20HGS2 durificat termomecanic, p. 70 — Optimizarea procedeului de cromatare a tablei cositorite electrolitic, p. 73 — Îmbinarea prin sudură a materialelor compozit sinterizate din carbură de titan-oțel, p. 75 — Fondurile de rulment și perfecționarea organizării calculațiilor pentru produsele de metal expediate, p. 77 — Cercetarea condițiilor de sincronizare a funcționării convertizoarelor și a mașinilor de turnare continuă, p. 79 — Sistem de conducere a regimului de temperatură al cuptorului cu vatră pășitoare, cu utilizarea unor dispozitive de calcul speciale, p. 83— Perfecționarea regimurilor de încălzire a lingourilor cu masa de 18—20 t, p. 85 — Măsuri privind prevenirea depunerilor în aparatele de epurare a gazelor și în conductele din sistemul de îndepărtare a zgurei cu apă sub presiune de la termocentralele electrice, p. 87 — Mașini și agregate metalurgice construite de VNIImetmaș, p. 89.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 11, 1984

Analiza matematică a segregațiilor în sleburile turnate continuu, p. 873 — Caracteristicile macro- și semimacroscopice ale segregației centrale în sleburile turnate continuu și influența ei asupra calității produsului, p. 891 — Comportarea segregației semimacroscopice în sleburile turnate continuu și tehnica de reducere a segregațiilor, p. 899 — Mecanismul formării segregațiilor în formă de V în blumurile cu secțiune mare turnate continuu, p. 917 — Influența agitării electromagnetice în etapa finală a solidificării benzilor turnate continuu, p. 923 — Noi tehnici de evaluare a segregației în oțelul turnat continuu, p. 883 — Influența structurii de solidificare și a îngroșării asupra segregației în sleburile turnate continuu, p. 907 — Îmbunătățirea macrosegregației în blumurile și țaglele turnate continuu, prin agitare electromagnetică, p. 931—Experimente model la cald privind agitarea electromagnetică aproape de capătul blumului turnat continuu, p. 940—Tehnologia cu adaos de prafuri în cristalizor pentru turnarea continuă a oțelurilor calmate cu aluminiu, p. 950 — Factori care afectează formarea stratului solidificat și a fisurilor longitudinale în cristalizor în timpul turnării continue cu viteză mare a sleburilor, p. 957 — Îmbunătățirea calității suprafeței sleburilor turnate continuu pentru laminarea fără recondiționarea suprafeței, p. 966 — Dezvoltarea mașinii de turnare continuă orizontală pentru țagle din oțel, p. 973— Influența diverșilor factori asupra stabilității turnării în cazul turnării continue orizontale, p. 983 — Studierea țaglelor din oțel turnate pe o mașină de turnare continuă de tip rotativ, p.992.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 12, 1984

O trecere în revistă a cercetărilor recente privind elaborarea fontei în Australia, p. 1003 — Probleme privind fricțiunea, lubrifierea și materialele pentru cilindri în tehnologia de laminare, p. 1014 — Influența variațiilor vitezei de încălzire asupra structurii fine a semicocsului vitrinitic și a cocsului cu temperatură scăzută, p. 1036 — Dezintegrarea oxizilor de fier aglomerați prin reducerea la 550°C într-un curent de gaz conținînd 30% CO-N_2, p. 1040 — Studiul recuperării și recristalizării în timpul laminării la cald a oțelurilor inoxidabile pe o instalație de laborator cu viteză mare, p. 1050 — Cinetica creșterii fisurării la oboseală în condiții de coroziune, în cazul oțelurilor slab aliate cu rezistență înaltă, în soluție apoasă 3,5% NaCl, p. 1055 — Durabilitatea la oboseală a oțelurilor 2 1/4 Cr — 1 Mo normalizate și revenite, deteminată prin legea fracției durabilității (LFR) și metoda divizării domeniului de tensiune (SRP), p. 1063 — Cerințe de securitate pentru rezervoarele de depozitare criogenică și caracteristicile COD ale îmbinării sudate cu zona fragilizată parțial, p. 1072 — Raport privind cel de-al 6-lea seminar Japonia—R.F.G., p. 1082 — Controlul țaglelor pătrate și al barelor rotunde, p. 1087 — Simulator de acoperire prin imersare la cald—meniscograf de tipul reducere cu gaze, p. 1088 — Sistem automatizat de încercare la șoc Charpy, p. 1091.

Steel Times International, Anglia, nr. 4, 1984

Laminarea controlată : sistem de răcire cu perdea de apă la laminoarele de benzi la cald, p. 14 — Sistemul bombării variabile continue pentru determinarea calității laminării la cald, p. 24 — Controlul vertical orizontal (HVC) pentru profilul benzilor la rece, p. 24 — Dezvoltări ale laminoarelor la cald și la rece la firma Mannesmann, p. 26 — Turnarea benzilor : Dezvoltări ale turnării continue a benzilor sleburilor subțiri, p. 28 — Instalație pilot de turnare continuă orizontală a sleburilor subțiri, p. 28 — Dezvoltări ale benzilor turnate continuu la Kawasaki Steel, p. 32 — Dezvoltarea turnării profilelor subțiri la firma Bethlehem Steel, S.U.A., p. 33 — Mașină de turnare cu două benzi Hazeletti, p. 35 — Turnarea directă a benzilor din oțel inoxidabil, p. 35 — O analiză din punct de vedere economic a modificărilor la elaborarea oțelului pe plan mondial, p. 36 — S.U.A. — Recuperarea din trimestrul doi nu a fost menținută. Dezvoltarea procesului pen-

tru fabricarea benzilor, p. 41 — Producerea de fontă brută într-un furnal cu arzătoare cu plasmă, procedeul Pirogas, p. 44 — Întîlniri IISI la Chicago, p. 47 — Rezerve mari de gaz natural — un stimulent pentru reducerea directă în Arabia Saudită, p. 52 — Instalația pentru elaborarea oțelului și instalații auxiliare, p. 58.

Fonderie, Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 38, 1984

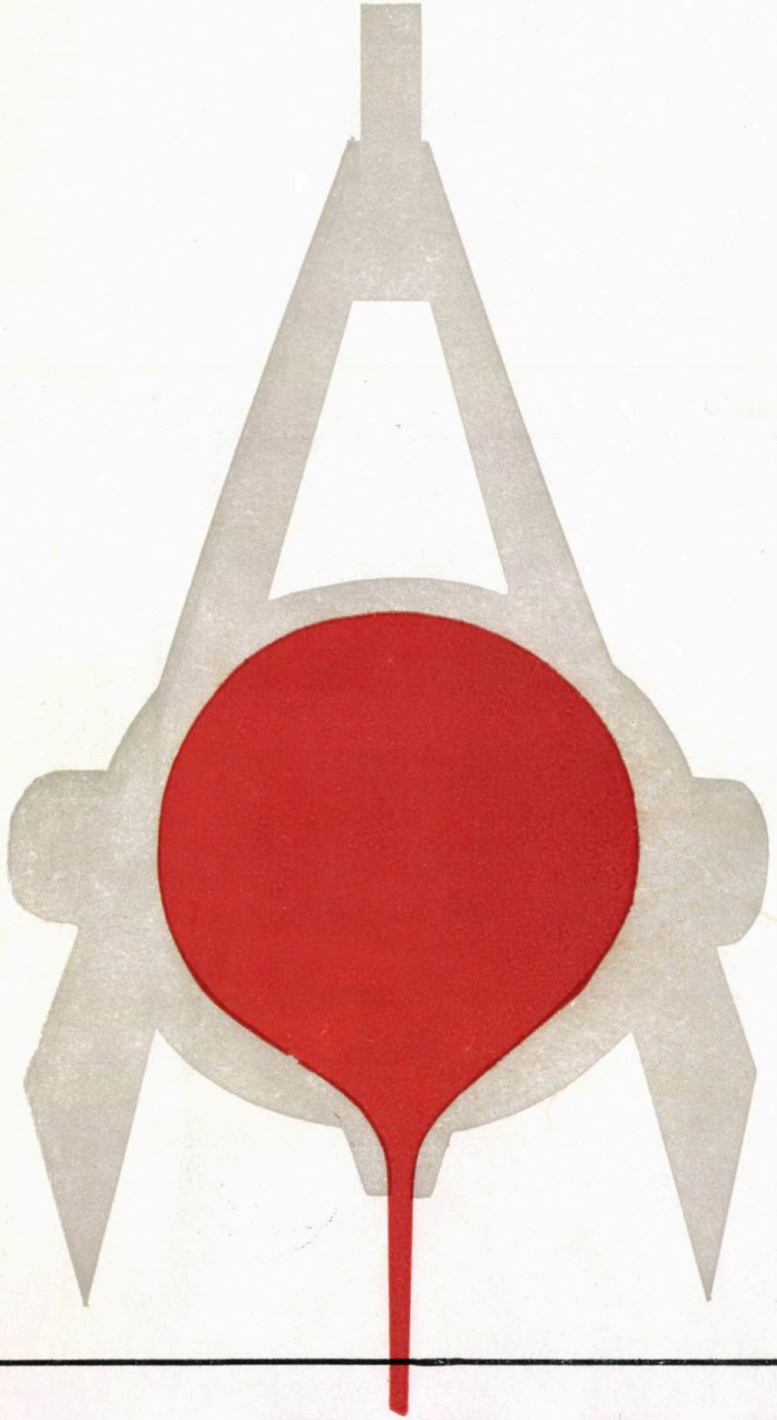
Ce fonte să se aleagă pentru temperaturi scăzute? p. 11 — Topire, turnare, instalații termice, p. 28 — Aprecierea capacității de turnare a oțelurilor, p. 45 — Aliaj de magneziu pentru turnarea sub presiune cu rezistență la coroziune îmbunătățită, p. 55.

Ogneupori, U.R.S.S. nr. 11, 1984

Obținerea unei ceramici rezistente din dioxid de zirconiu prin metoda călirii și revenirii, p. 4 — Aprecierea raportului energiei de suprafață reală și liberă a ceramicii refractare, p. 7 — Interacțiunea materialelor refractare cu silicocalciul, p. 9 — Agenții corosivi la topirea electrică, de pe pozițiile echilibrului de faze, p. 12 — Cercetarea compoziției de fază a zgurei rezultate de la fabricarea ferotitanului, p. 15 — Îmbogățirea magnezitei prin metoda cu acid clorhidric pe o instalație experimentală, p. 18 — Studierea rocilor de magnezită de talc din zăcămîntul Zinel-Bulaksk ca materie primă pentru fabricarea materialelor refractare, p. 23 — Experiența formării depozitelor interne la cariera Piatihatsk, p. 27 — Tehnologia refractarelor din corindon și grafit cu liant combinat, p. 30 — Rezerve de mărire a duratei de funcționare a pieselor de schimb de la matrițele din oțel cu conținut ridicat de crom, p. 33 — Fabricarea unor produse complexe cu greutate mică, p. 37 — Formă de presare pentru presarea cvasi-izostatică a produselor cu comprimarea în exterior a pulberii, p. 38 — Țevi cu conținut de grafit pentru protejarea jetului de metal la turnare, p. 41 — Cercetarea funcționării căptușelii cauperelor model la temperaturi înalte, p. 43 — Utilizarea modelului matematico-statistic la optimizarea parametrilor tehnologici ai procesului de torcretare, p. 46 — Organizarea muncii în acord global și stimularea muncii în industria refractarelor, p. 48 — Standardul de ramură pentru produsele din silica destinate cuptoarelor de cocsificare, p. 54 — Materiale refractare pentru convertizoare cu suflare combinată și prin fund, în Japonia, p. 57.

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

E 3280

FR 1985 SEP 1 2

METALURGIA

Kohászat

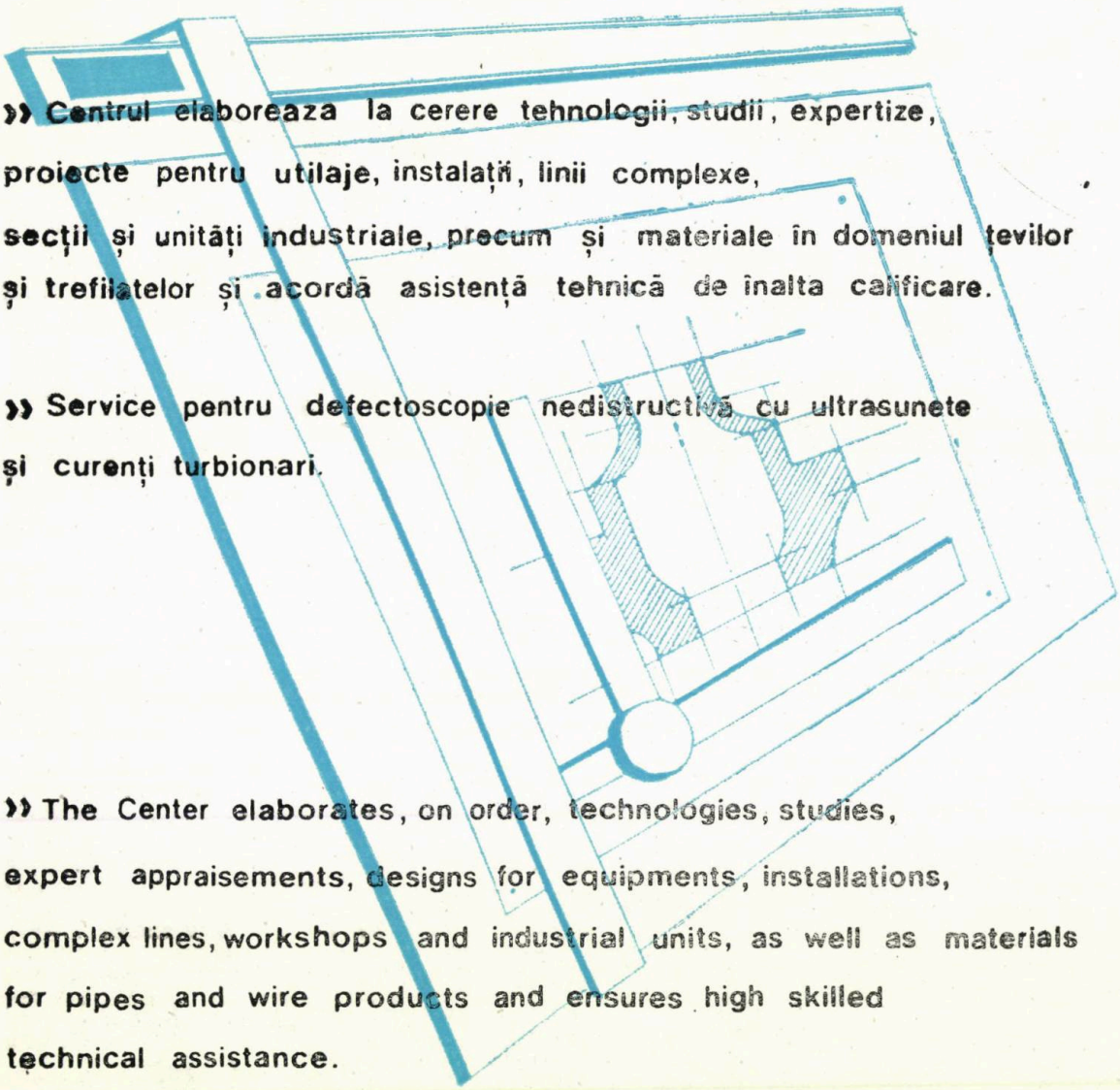
REFERALVA

7

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 7 • IULIE 1985

CENTRUL DE CERCETARI SI PROIECTARI PENTRU FABRICATIE DE TEVI SI TREFILATE

DESIGN AND RESEARCH CENTER FOR PIPE AND WIRE PRODUCTS MANUFACTURING



»» Centrul elaboreaza la cerere tehnologii, studii, expertize, proiecte pentru utilaje, instalații, linii complexe, secții și unități industriale, precum și materiale în domeniul țevilor și trefilatelor și acordă asistență tehnică de înalta calificare.

»» Service pentru defectoscopie nedistructivă cu ultrasunete și curenți turbionari.

»» The Center elaborates, on order, technologies, studies, expert appraisements, designs for equipments, installations, complex lines, workshops and industrial units, as well as materials for pipes and wire products and ensures high skilled technical assistance.

»» Service for ultrasonic and eddy current non-destructive testing.

Bulevardul Muncii nr. 256 sect. 2 București ROMANIA

Telefon : 277 090

METALURGIA

Anul 37 Nr. 7 Iulie 1985

CUPRINS

Mazur, Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T., Bilgăr, D. şi *Rus, I.*: **Modul de pregătire a cărbunilor — problemă esenţială pentru lărgirea bazei de materii prime** 335

Rusu, E.: **Consideraţii privind proprietăţile fizico-chimice ale unor zgure din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$** 340

Petrescu, N., Ganovici, Lucia şi *Briţchi, Mirela*: **Cercetări privind rafinarea cuprului prin metoda electrolizei cu curent inversat periodic** 343

Lupu, Iuliana, Bleahu, M. şi *Lupu, Ligia*: **Studiul influenţei nitrurării asupra proprietăţilor fontelor slab aliate turnate** 349

Popescu, N. şi *Isac, Mihaela*: **Unele consideraţii tehnologice privind elaborarea, turnarea şi tratamentele termice aplicate pieselor turnate din oţeluri slab aliate cu crom, nichel şi molibden** 353

Cecal, Al. şi *Iancu, Gabi*: **Studiul magnetismului unor aliaje ale fierului prin spectroscopie Mössbauer** 358

Deac, V., Brindasu, D., Munteanu, A., Stanciu, Rodica şi *Cernat, C.*: **Cercetări privind influenţa nitrurării în plasmă asupra durabilităţii unor plăcuţe sinterizate pentru aşchiere** 363

Dinescu, L., Tărăşescu, M. şi *Patras, V.*: **Oala de modificare ceainic cu capac, o soluţie simplă eficientă şi nepoluantă pentru turnătoriile de fontă** 366

Ripoşan, I., Chişamera, M., Kapuşi, C., Buteanu, I., Mitrofan, A. şi *Mureşan, A.*: **Oala de modificare acoperită, cu bazin—o soluţie eficientă şi nepoluantă pentru obţinerea fontelor cu grafit nodular şi vermicular** 371

Sofroni, L., Bratu, C. şi *Ştefănescu, Fl.*: **Consideraţii şi cercetări privind îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice ale oţelurilor pentru piese turnate prin tratare cu magneziu** 376

Cosneanu, C., Apostolescu, Rodica şi *Vlăduţiu, Liana*: **Influenţa azotului asupra calităţii pieselor turnate din fontă cenuşie** 381

DOCUMENTARE 339

REVISTA REVISTELOR 352, 357, 380, 383

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

„I. P. „Informația" — c. 1283

CONTENTS

DC : 662.74

Mazur, Margareta, Forizs, Șt., Marcu, T. and *Bilgăr, D* : **The way of preparing coals — a key problem for the development of raw material basis**

The authors describe the technological coal preparation flow, the shortcomings of this technological flow and the influence of grainsize on the formation of macro-and micro-crackings in coke.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 335—339

DC : 669.2/669.046.58

Rusu, E : **Considerations on the physical and chemical properties of slags belonging to the $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$ system**

The paper studies the viscosity, the superficial tension and the density of slags belonging to the $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$, in comparison to the same characteristics to the $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$ system. On the basis of the study of the characteristics, the authors show that the first type of slags have a higher refining capacity at the ladle steel treatment than slags belonging to $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$ system.

Metalurgia, 37(1985), nr. 7, p. 340—342

DC : 669.337

Petrescu, N., Ganovici, Lucia and *Brifchi, Mirela* : **Researches on the cooper refining by periodical reversed current electrolysis**

The authors present the cooper refining method by a periodical reversed current electrolysis, with a view to determining the conditions which are necessary in order to obtain a high current density. The authors also present the fundamentals of the process with a view to estimating the direct and reversed current duration, according to the study of the variation of copper ion concentration at the cathode-electrolyte interface. The authors have studied, on an experimental basis, the variation of the current rate, according to the current density.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 343—348

DC : 621.785.53 : 669.15—196

Lupu, Iuliana, Bleahu, M. and *Lupu, Ligia* : **The study of the influence of nitriding on the characteristics of low alloy cast iron**

The authors highlight the influence of the alloying elements (cooper, nickel) on the behaviour of iron during nitrogen enriching treatment and on its properties. Copper and nickel alloying determines a higher nitrogen penetration depth.

The castings under study were submitted to cyanding treatment, according to Tenifer process and to ionic nitriding. The casting, treated in that way, contribute to the increase of the durability of the facilities to which they belong.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 349—352

DC : 621.746 : 669.15 — 194.2

Popescu, N. and *Isac, Mihaela* : **Certain technological considerations on the steelmaking, casting and heat treatments applied to chrome, nickel and molibden low alloy steel castings**

The authors present the typical chemical compositions of Cr—Ni—Mo steel catsings, technological methods to improve the mechanical characteristics of Cr—Ni—Mo steels from the point of view of steelmaking and casting methods as the role of heat treatments in achieving a certain level of mechanical characteristics.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 353—357

DC : 669.12

Cecal, Al. and *Iancu, Gabi* : **The study of the magnetism of certain iron alloys with the help of Mössbauer spectroscopy**

The paper presents the classic fundamental theory of the Mössbauer effect, by highlighting the conditions of absorbtion and resonant emission of gamma rays by the atom nuclei. The authors present certain results related to the estimation of the magnetic field intensity of certain alloys : Fe—Co, Fe—Ni and Cu—Ni. When the quantity of impurities in iron increases, the physico-mechanical properties of the alloy as well as the magnetic ones are modified.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 358—362

DC : 621.785.53 : 533.9

Deac, V, Brindasu, D. Munteanu, A. Stanciu, Rodica and *Cernat, C.* : **Researches on the influence of plasma nitriding process on the durability of sintered plates for chipping**

The paper presents the results of researches on the influence of plasma nitriding on the cutting durability of plates with SNMM 20.04.12 and TPUN 22.04. 12 standard dimensions belonging to P20 utlization group, according to STAS 6374—80. As a result of nitriding at 913 K, the plate durability at OLC 45 tempering steel bar cutting has increased up to 196—254 %, while reducing the chipping force by 2—4 %.

The paper also highlights the considerable negative influence of manufacturing defects on the plate durability.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 363—365

DC : 621.746.32 : 669.13

Dinescu, L., Tărăsescu, M. and *Patras, V.* : **Lid-covered kettle modifying tundish, a simple, efficient and nonpolluting solution for cast iron foundries**

The particular advantages obtained when lid-covered tundished have been used during the modification process have determined the nodular graphite ironmakers belonging to countries with developed foundry industries to assimilate this method.

The experiments carried out have shown that the use of a kettle tundish contributes to the reduction of waste gases by 70—80 %, to the complete elimination of the pyrophoric effect and to the increase of magnesium assimilation degree by 10 %, as compared to the conventional open tundish method.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 366—370

DC : 621.746.32 : 669.131.7 366—370

Ripoșan, I. Chișamera, M., Kapuși, C., Buteanu, I. Mitrofan, A. and *Mureșan, A.* : **Tundish-Cover System, an efficient and nonpolluting solution for vermicelary and nodular graphite cast iron**

The paper presents the results obtained as a consequence of the assimilation of the Tundish-Cover System for the ironmaking of nodular and vermiculary graphite cast irons. This system has allowed the complete elimination of pollution during the modification process, the reduction of the modifying rate by 25 %. When using cupola cast iron, desulphurized with 0,5 % Na_2CO_3 and modified at 1350—1400°C, the temperature decreases by 40°C during modification. Furthermore, the reproductibility and the stability of the modifying effect have increased, while the quantity of ,,black spots'' have decreased.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 371—375

DC : 669.141.25 : 539. 4/.5

Sofroni, L., Bratu, C. and *Ștefănescu, Fl.* : **Considerations and researches on the improvement of the mechanical properties of steels for castings, by magnesium treatment**

The paper includes several theoretical considerations on the possibilitity of steel deoxidation and desulphuration by means of pure metal magnesium, followed by two methods of introducing amagnesium in liquid alloy.

The authors also present the experimental results which had been obtained by these methods when using carbon steels.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 376—380

DC ; 669. 162. 275. 144

Cosneanu, C., Apostolescu, Rodica and *Vlăduțiu, Liana* : **The influence of nitrogen on the quality of gray iron casting**

On an experimental basis, the paper highlights the influence of nitrogen on the quality of gray iron castings.

The authors analyse, by a dosing process, the nitrogen fluctuations in the synthetic binders (used in the foundry sand) and in the gray iron destined for castings, hightlighting the negative role of certain contents whose values were situated above the limits previously established.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 381—383

INHALT

DK : 662.74

Mazur, Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T. und *Bilgăr, D.* : **Die Kohlenvorbereitungsweise — Hauptproblem der Rohstoffgrundlageerweiterung**

Es werden der Arbeitsgang der Kohlenvorbereitung, dessen Mängel und der Korngrösseneinfluss auf die Bildung der Makro- und Mikrorisse im Koks beschrieben.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 335—339

DK : 669.2/669.046.58

Rusu, E. : **Betrachtungen über die physisch — chemischen Eigenschaften einiger Schlacken des $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2-$ Systems**

In der Arbeit werden die Viskosität, die Oberflächenspannung und die Dichte einiger Schlacken des $CaO-Al_2O_3-Na_2O-CaF_2$ — Systems mit denselben Eigenschaften einiger Schlacken des $Ca-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$ — Systems verglichen. Aufgrund der Untersuchung dieser Eigenschaften folgt, dass die erstgenannten Schlacken eine grössere Raffinierungsfähigkeit bei der Stahlbehandlung in der Pfanne aufweisen als die des $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$ — Systems.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 340—342

DK : 669.337

Petrescu, N., Ganoivci, Lucia und *Brifchi, Mirela* : **Studien zur Kupferraffinierung durch die Elektrolyse mit periodisch kommutiertem Strom**

Der Artikel behandelt die Kupferraffinierungsmethode durch Elektrolyse mit periodisch kommutiertem Strom und; setzt sich die Bestimmung der Bedingungen zur Erzeugung von hohen Stromdichten als Ziel. Es werden die theoretischen Grundlagen des Prozesses besprochen, um die Dauer des direkten und periodisch kommutierten Stromes aufgrund des Studiums der Konzentrationsschwankungen der Kupferionen bei der Abtrennungsoberfläche der Kathode und des Elektrolyts. Es wurden die Stromleistungsschwankungen in Bezug auf die Stromdichte experimentell untersucht.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 343—348

DK : 621.785.53 : 669.15 — 196

Lupu, Iuliana, Bleahu, M. und *Lupu, Ligia* : **Die Untersuchung des Nitrierungseinflusses auf die Eigenschaften des leichtlegierten Gusseisens**

Die Autoren haben den Einfluss der Legierungselemente (Kupfer, Nickel) auf die Eigenschaften und auf das Verhalten des Gusseisens während der Stickstoffanreicherung der Oberfläche hervorgehoben. Das Legieren mit Kupfer und Nickel führt zur Anhebung der Durchdringungstiefe des Stickstoffs.

Die untersuchten Bestandteile wurden, gemäss des Teniferund des Ionennitrierungsverfahrens, mit Disthen behandelt. Die so behandelten Bestandteile tragen zur Erhöhung der Anlagenhaltbarkeit bei.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 349—352

DK : 621.746 :669.15—149.2

Popescu, N. und *Isac, Mihaela* : **Einige technologische Betrachtungen betreffs der Herstellung, des Giessens und der Wärmebehandlung der Gussstücke aus mit Chrom, Nickel und Molybden niedriglegierten Stählen**

In der Arbeit werden die typischen chemischen Zusammensetzungen der aus Cr—Ni—Mo—Stählen erzeugten Gussstücke, die technologischen Verfahren zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Cr—Ni—Mo — Stähle, hinsichtlich der Herstellungs- und Giessverfahren und die Rolle der Wärmebehandlung bei der Erzielung eines gewissen Niveaus der mechanischen Eigenschaften, vorgestellt.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 353—357

DK : 538. 1 : 669.12

Cecal, Al. und *Ianeu, Gabi* : **Die Erforschung des Magnetismus einiger Eisenlegierungen anhand der Mössbauer-Spektroskopie.** 358—362

Die Arbeit behandelt die klassische Grundlagentheorie des Mössbaueffekts, wobei die Bedingungen der Absorption und der resonanten Gammastrahlenemissionen einiger Atomkerne hervorgehoben werden. Die Verfasser zählen einige Ergebnisse auf, die sich auf die Messung der Magnetfeldintensität einiger Legierungen beziehen : Fe—CO, Fe—Ni, und Cu—Ni. Mit den anwachsenden Verunreinigungselemente, im Eisen ändern sich nicht nur die physisch-mechanischen, sondern auch die magnetischen Eigenschaften der Legierung.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 358—362

DK. 621.785.53 : 533.9

Deac, V., Brindasu, D., Munteanu, A., Stanciu, Rodica und *Cernat, C.* : **Forschungen zum Einfluss der Plasmastickstoffhärtung auf die Dauerhaltbarkeit gesinterter Plättchen für die Zerspanung**

Die vorliegende Arbeit legt die Ergebnisse einiger Forschungen zum Einfluss der Plasmastickstoffhärtung auf die Abdrehungshaltbarkeit von Plättchen mit den Grössen SNMM 20.04.12 und TPUN 22.04.12 vor, die der Anwendungsgruppe P_{20} laut Norm 6374—80 angehören. Als Folge der Stickstoffhärtung bei einer Temperatur von 913 K ist die Dauerhaltbarkeit der Plättchen bei der Abdrehung von OLC 45 vergütetem Stabstahl um 196—254 % gestiegen, und die Zerspanungskraft hat um 2—4 % abgenommen.

Die Arbeit verdeutlicht ebenfalls den bedeutenden negativen Einfluss einiger Fertigungsfehler auf die Dauerhaltbarkeit der betreffenden Plättchen.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 363—365

DK : 621.746.32 :669.13

Dinescu, L., Tărăşescu, M. und *Patras, V.* : **Die Modifikationspfanne "Teekanne" mit Deckel eine einfache, wirksame und umweltfreundliche Lösung für die Eisengissereien**

Die aussergewöhnlichen Vorteile ,die sich durch die Anwendung des Modifikationsprozesses" der Deckelpfannen ergaben, trugen zur schnellen Assimilation dieser Technik von Seiten der Kugelgraphitgusseisenherstellern aus den Ländern mit fortgeschrittenen Giesstechnik bei.

Die durchgeführten Versuche haben bewiesen, dass die Anwendung der Pfanne des Typs Teekanne zur 70—80 %-igen Abnahme des Abgasenanteils, zur vollständigen Beseitigung des Luftentzündungseffekts und zur ca. 10 %-igen Erhöhung des Magnesiumassimilierungsgrades, gegenüber der klassischen Methode mit offener Pfanne, geführt hat.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 366—370

DK : 621.746.32 : 669.131.7

Ripoşan, I., Chişamera, M., Kapuşi, C., Buteanu, I., Mitrofan, A. und *Mureşan, A.* : **Zugedeckte Modifikationspfanne mit Becken — eine wirksame und umweltfreundliche Lösung für die Herstellung von Gusseisen mit Kugel — und Vermikulargraphit**

Die Arbeit behandelt die Ergebnisse, die bei der in Rumänien assimilierten Modifikationspfanne mit Becken (Tundish-Cover System) und bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugel — und Vermikulargraphit erzielt wurden. Dieses System hat die vollständige Beseitigung der Umweltver-

schmutzung während des Modifikationsprozesses und die 25 %-ige Herabsetzung des Impfstoffverbrauchs ermöglicht, wobei das im Kupolofen erschmolzene Gusseisen verwendet wurde, welches mit 0,5 %-igem Na_2CO_3 entschwefelt und bei 1350 —1400°C modifiziert wurde. Die Temperaturabnahme während der Modifikation überschreitet nicht 40°C. Zugleich sind die Reproduzierbarkeit und die Beständigkeit des Modifikationseffekts gestiegen, während die Anzahl der „schwarzen Flecken" herabgesetzt wurde.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 471—375

DK : 669.141.25 : 539.4/.5

Sofroni, L., Bratu, C. und *Ştefănescu, Fl.* : **Betrachtungen und Untersuchungen betreffs der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Stähle für die durch Magnesiumbehandlung hergestellten Gussstücke**

Die Arbeit umfasst einige theoretische Betrachtungen bezüglich des Desoxydations- und Entschwefelungsvermögens von Stahl mit Hilfe des reinen metallischen Magnesiums, sowie zwei Methoden zur Zuführung des Magnesiums in die flüssige Legierung. Es werden ebenfalls die experimentell erzielten Ergebnisse, bei Anwendung dieser Methoden, im Fall von Kohlenstoffstählen vorgeführt.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 376—380

DK : 669.162.275.144

Cosneanu, C., Apostolescu, Rodica und *Vlăduţiu, Liana* : **Der Einfluss des Stickstoffs auf die Qualität der aus Graueisen gegossenen Gussstücken**

Die vorliegende Arbeit hebt auf Grund von Experimenten den Einfluss des Stickstoffs auf die Qualität der aus Graueisen gegossenen Gusstücke hervor.

Es werden, durch Dosierung, die Stickstoffschwankungen aus den synthetischen Bindemitteln, die in den Formmassen verwendet weden und diejenigen der Graueisengüten, aus denen die Grundstücke gegossen wurden, analysiert. Es wird der negative Einfluss einiger Gehalte, bei denen die vorgeschriebenen Vorschriften überschritten wurden, angeführt.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7, p. 381—383

SOMMAIRE

CD : 662.74

Mazur, Margareta, Forizs, Şt., Marcu, T. et *Bîlgăr, S.* : **Mode de préparation — un problème essentiel pour le développement de la base de matières premières**

On décrit le flux technologique de préparation des charbons, les inconvénients de ce flux technologique et l'influence de la granulation sur la formation des macro- et microfissures du coke.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 335—339

CD : 669.2/669.046.58

Rusu, E. : **Considérations sur les propriétés physico-chimiques des séries du système $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$**

Les auteurs analysent la viscosité, la tension superficielle et la densité des scories du système $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$, par rapport aux mêmes propriétés des séries du système $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$. A partir de l'étude de ces propriétés, les auteurs sont arrivés à la conclusion que les premières scories ont une capacité de raffinage plus élevée au traitement de l'acier en poche que les scories appartenant au système $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 340—342

CD : 669.337

Petrescu, N., Ganovici, Lucia et *Brîtchi, Mirela* : **Recherches sur le raffinement du cuivre par la méthode de l'électrolyse à courant inversé périodique**

Les auteurs présentent la méthode de raffinement par l'électrolyse à courant inversé périodique, afin de déterminer les conditions de réalisation de dénsités élevées de courant. On présente également les bases théoriques du processus afin d'evaluer les durées du courant direct et inverse, à partir de l'étude de la variation de la concentration des ions de cuivre à l'interface cathode-anode. On a étudié du point de vue expérimental, la variation du randement de courant en fonction de la densité de courant.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 343—348

CD : 621.785.53 :669.15—196

Lupu, Iuliana, Bleahu, M. et *Lupu, Ligia* : **Analyse de l'influence de la nitruration sur les propriétés des fontes faiblement alliées coulées**

Les auteurs mettent en évidence l'influence des éléments d'alliage (cuivre, nickel) sur le comportement de la fonte lors du traitement d'enrichissement au nitrogène et sur ses propriétés. L'alliage au cuivre et au nickel entraîne une pénétration plus profonde du nitrogène.

Les pièces étudiées ont été soumises à un traitement de cyanuration, selon le procédé Tenifer et celui de nitruration cyanique. Les pièces ainsi traitées contribuent à l'accroissement de la durabilité des outillages dont elles font partie.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 349—352

CD : 621.746 : 669.15 — 194.2

Popescu, N. et *Isac. Mihaela* : **Certaines considérations technologiques sur l'élaboration, la coulée et les traitements thermiques appliqués aux pièces coulées en aciers faiblement allié au chrome, nickel et au molybdène**

Les auteurs présentent dans l'ouvrage les compositions chimiques typiques pour les aciers Cr—Ni—Mo coulés en pièces, des méthodes technologiques pour l'amélioration des caractéristiques mécaniques des aciers Cr—Ni—Mo, du point de vue des méthodes d'élaboration et de coulée. On présente également le rôle des traitements thermiques dans la réalisation d'un certain niveau de caractéristiques mécaniques.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 353—357

CD : 538.1 : 669.12

Cecal, Al. et *Iancu, Gabi* : **L'étude du magnétisme de certains alliages du fer par la spectroscopie Mössbauer**

Les auteurs présentent la théorie élémentaire classique de l'effet Mössbauer, en mettant en évidence les conditions de l'absorbtion et de l'emission résonante des rayons gamma par les nuclés de certains atomes. Les auteurs passent en revue les résultats liés à l'évaluation de l'intensité du champs

magnétique de ces alliages : Fe—Co, Fe—Ni et Cu—Ni. A mesure que la quantité d'éléments-impuretés dans le fer accroît, les propriétés physico-mécaniques de l'alliage ainsi que les propriétés magnétiques se modifient.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 358—362

CD : 533.9

Deac, V., Brindasu, D., Munteanu, A., Stanciu, Rodica et *Cernat, C.* : **Recherches sur l'influence de la nitruration au plasma sur la durabilité des plaques sintérisées pour l'usinage par enlèvement des copeaux**

L'ouvrage présente les résultats des recherches sur l'influence de la nitruration au plasma sur la durabilité au tournage des plaques ayant les dimensions SNMM 20.04.12 et TPUN 22.04.12 appartenant au groupe d'emploi P 20, conformément aux normes STAS 6374—80. A la suite de la nitruration à une temperature de 913 K, la durabilité des plaques, au cours du tournage des barres en acier trempé OLC 45, augmente jusqu'à un taux de 196—254 %, tandis que la force d'usinage par enlèvement des copeaux baisse de 2—4 %.

Les auteurs mettent également en évidence l'influence négative considérable des défauts de fabrication sur la durabilité des plaques mentionnées.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 363—365

CD : 621.746.32 : 669.13

Dinescu, L., Tărăşescu. M. et *Patras, V.* : **Poche de modification de type théière à couvercle — une solution simple, efficace et non polluante pour les fonderies de fonte**

Les avantages considérables obtenus lors de l'emploi dans le processus de modification, des poches à couvercles ont décidé les producteurs de fonte à graphite nodulaire des pays ayant des fonderies développées à assimiler cette méthode.

Les expériences effectuées ont démontré que l'emploi de la poche de type théière contribue à la réduction par 70—80 % des gaz brûlés, a l'élimination complète de l'effet pyrophorique et à l'accroissement d'environ 10 % du degré d'assimilation du magnésium, par rapport à la méthode conventionnelle à proche ouverte.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 366—370

CD : 621.746.32 : 669.131.7

Ripoşan, I., Chişamera, M., Kapuşi, C., Buteanu, I., Mitrofan, A. et *Mureşan. A.* : **Tundish-Cover System-une solution efficace et non polluante pour l'élaboration de la onte à graphite nodulaire et vermiculaire**
f

L'ouvrage présente les résultats obtenus à la suite de l'assimilation du Tundish-Cover System (poche de modification à bassin) pour la fabrication des fontes à graphite nodulaire et vermiculaire. Ce système a permis l'élimination complète de la pollution lors de la modification, la reduction de 25 % de la consomation de modificateur. Lors de l'emploi de la fonte de cubilot, desulphurée à 0,5 % Na_2CO_3 et modifiée à une température de 1350—1400°C, la température ne baisse pas de plus de 40°C. De même, la reproductibilité et la stabilité de l'effet modificateur augmentent, tandis que la quantité de „taches noires" baisse.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 371—385

CD : 669.141.25 : 539.4/.5

Sofroni, L., Bratu, C. et *Ştefănescu, Fl.* : **Considérations et recherches sur l'amélioration des propriétés mécaniques des aciers pour les pièces coulées par un traitement au magnesium**

L'ouvrage comparend quelques considération théoriques sur la possibilité de la désoxydation et de la désulphuration des aciers à l'aide du magnésium métallique pur, suivies de deux méthodes d'introduction du magnesium dans l'acier liquide. On présente également les résultats expérimentaux obtenus par ces méthodes appliquées sur des aciers au carbone.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 376—380

CD : 669.162.275.144

Cosneanu, C., Apostolescu, Rodica et *Vlăduţiu, Liana* : **Influence du nitrogène sur la qualité des pièces coulées en fonte grise**

A la suite des expériments effectués, l'ouvrage met en évidence l'influence du nitrogène sur la qualité des pièces coulées en fonte grise.

On analyse, par dosage, les fluctuations du nitrogène dans les liants employés dans les sables de moulage et dans les fontes grises pour les pièces coulées, eu rehaussant le rôle négatif de certains contenus dont les valeurs se situent au-delà des limites établies.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 381—383

СОДЕРЖАНИЕ

ДК.662.74

Мазур, Маргарета, Фориш, Ш., Марку, Т. и Былеэр, Д.: **Способ подготовки углей — основной вопрос при расширении сырьевой базы**

Представлены технологический поток подготовки углей, недостатки этого потока и влияние грануляции на образование макро- и микротрещин в коксе.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 335—339

ДК: 669.2/669.046.58

Русу, Е.: **Соображения относительно физико-химических свойств шлаков системы $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$**

В работе анализированы вязкость, поверхностное натяжение и плотность шлаков системы $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$, сравнивая со шлаками системы $Ca-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$. На основе изучения этих свойств видно, что, при обработке стали в ковше, у шлаков первой системы рафинирующая способность больше, чем у шлаков системы $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 7. p. 340—342

ДК: 669.337

Петреску, Н., Ганович, Лучия и *Брич, Мирела:* **Исследования относительно рафинирования меди методом электролиза обратным, периодическим током**

Представлен метод рафинирования меди электролизом обратным, периодическим током, преследуя определение условий реализации больших плотностей тока. Представлены теоретические основы процесса с целью оценки продолжительностей прямого и обратного тока, на основе рассмотрения колебания концентрации медных ионов на поверхности раздела катод-электролит. Экспериментально исследовалось колебание коэффициента полезного действия тока в зависимости от плотности тока.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 343—348

ДК. 621.785.53: 669.15—196

Лупу, Юлияна, Бляху, М. и *Лупу, Лиджия:* **Исследование влияния азотирования на свойства мало легированных, литых чугунов**

Показано влияние легирующий элементов (медь, никель) на поведение чугунов при обоготительных обработках поверхности азотом и на характеристики этих. Легирование медью и никелем приводит к росту глубины проникновения азота.

Рассматриваемые детали были обработаны цианированием, согласно способу Тенифер и способу ионного азотирования. Детали, обработаны таким образом, содействуют увеличению долговечности оборудования.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 349—352

ДК: 621.746: 669.15—194.2

Попеску,, Н. и *Исак, Микаэла:* **Технологические соображения, касающиеся выплавки, разливки и термической обработки отливок, изготовленных из малолегированных сталей с хромом, никелем и молибденом**

Авторы представляют в статье типичные, химические композиции сталей Cr—Ni—Mo, разлитых в отливках, технологические методы улучшения механических характеристик сталей Cr—Ni—Mo, в связи со способами выплавки и разливки, а также и роль термических обработок в достижении определенного уровня механических характеристик.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 353—357

ДК: 538.1: 669.12

Чекал, А. и *Янку, Габи:* **Исследование магнетизма некоторых железных сплавов спектроскопией Мёссбауэра**

Работа представляет элементарную, классическую теорию эффекта Мёссбауэра, выявляя условия абсорбции и эмиссии гамма-излучений ядрами атомов. Авторы представляют некоторые результаты в связи с оценкой магнитного поля сплавов: Fe—Co, Fe—Ni и Cu—Ni. По мере увеличения количества примессей в железе, изменяются физико-механические свойства сплава, а также и магнитные характеристики.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 358—362

ДК: 621.785.53: 533.9

Дэак, В., Бриндасу, Д., Мунтяну, А., Станчю, Родика и *Чернат, К.:* **Исследования, касающиеся влияния азотирования в плазме на долговечность спеченных пластинок для резания**

Работа представляет результаты исследований, касающиеся влияния азотирования в плазме на долговечность при точении пластинок типоразмерами SNMM 20.04.12 и TPUM 22.04.12 из группы использования P 20, в соответствии со STAS 6374-80. Вследствие азотирования при температуре 913 K, долговечность пластинок, при точении прутков из улучшаемой стали OLC 45, выросла до 196—254%, одновременно со снижением силы резания на 2—4%.

Работа также показывает существенное отрицательное влияние дефектов производства на долговечность данных пластинок.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 363—365

ДК: 621. 746.36: 669.13

Динеску, Л., Тэрэшеску, М. и *Патраш, В.:* **Модификационный ковш типа чайник с крышкой — простое, эффективное и незагрязняющее решение для чугунолитейных цехов**

Особые преимущества, достигнутые при использовании в процессе модификации ковшей с крышкой содействовали быстрому внедрению этой технологии производителями чугуна шаровидным графитом, в странах с развитым литейным производством.

Исследования показали, что применение ковша тип чайник способствует снижению отходящих газов на 70—80%, полному удалению пирофорного эффекта и увеличению степени освоения магния приблизительно на 10%, по сравнению с условным методом с открытым ковшем.

Metalurgia 37 (1985) nr. 7, p. 366—370

ДК: 621.746.32: 669.131.7

Рипошан, И., Кишамера, М., Капуши, С., Бутяну, И. Митрофан А. и *Мурешан А.*: **Покрытый, модификационный ковш с бассейном — эффективное и незагрязняющее решение для производства чугунов шаровидным и вермикулярным графитом**

Работа представляет результаты, достигнутые вследствие внедрения модификационного ковша с бассейном (Tundish Cover System) при производстве чугунов с шаровидным и вермикулярным графитом. Эта система позволила полное удаление загрязнения при модификации, снижение расхода модификатора на 25%. Применением ваграночного чугуна, десульфурированого 0,5% Na_2CO_3 и модифицированного при 150—1400°C, снижение температуры модификации не превышает 40°C, а также увеличивались воспроизводительная способность и устойчивость модификационного эффекта, снизилось количество „тёмных пятен".

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 371—375

ДК:669.141.25: 539.4/5

Софрони, Л., Брату, К. и *Штефэнеску, К.*: **Соображения и исследования, касающиеся улучшения механических свойств сталей для отливок обработкой магнием**

Работа охватывает несколько теоретических соображений в связи с возможностью раскисления и обессеривания сталей, при помощи чистого металлического магния, а также два метода ввода магния в жидком сплаве. Представлены достигнутые, экспериментальные результаты, принимая эти методы при углеродистых сталях.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 376—380

ДК: 669.162.275.144

Косняну, К., Апостолеску, Родика и *Вэдуцу Лияна*: **Влияние азота на качество отливок из серого чугуна**

Работа выявляет на экспериментальных основах влияние азота на качество отливок из серого чугуна.

Дозированием анализированы флуктуации азота из синтетических, связывающих веществ, применяемых в формовочных смесях и в серых чугунах, из которых были разлиты партии деталей, выявляя отрицательную роль содержаний, превышающих намеченные пределы.

Metalurgia 37 (1985), nr. 7, p. 381—383

METALURGIA 7
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Ing. Margareta Mazur, ing. Şt. Forizs, tehn. T. Mareu
C.C.P. — Hunedoara
sing. D. Bilgăr şi sing. I. Rus
U.C.C.—Călan

Modul de pregătire a cărbunilor — problemă esenţială pentru lărgirea bazei de materii prime

CZ: 662.24

Deficitul de cocs metalurgic şi de huile cu proprietăţi bune de aglutinare-cocsificare pune problema asigurării siderurgiei proprii cu cocs metalurgic în condiţii tehnico-economice cît mai avantajoase.

Condiţiile severe ale conţinutului de sulf, în medie de 1,2%, maximum 1,5%, impuse cocsului metalurgic destinat fabricării fontei cenuşii, subliniază şi mai mult greutăţile legate de lărgirea bazei de materii prime.

Lărgirea bazei de materii prime prin utilizarea huilei de la spălătoria Coroeşti, cu proprietăţi foarte slabe de aglutinare-cocsificare, ca element de bază al reţetelor complexe de cocsificare, are două aspecte:

— nivelul calitativ al huilelor indigene şi de import, care participă în aceste reţete complexe, trebuie strict delimitat şi respectat cu oscilaţii minime;

— pregătirea şarjei trebuie să satisfacă cerinţele minime impuse de calitatea slabă a huilei de bază şi de diversitatea mare a huilelor ameliorante utilizate.

Lucrările de cercetare privind elaborarea şi asimilarea unor reţete de fabricaţie a cocsului metalurgic destinat producerii fontei cenuşii au arătat posibilitatea fabricării acestuia din huile cu proprietăţi foarte slabe de aglutinare-cocsificare şi 5% semicocs din huile energetice (neaglutinante şi necocsificabile).

Totodată, s-au specificat cerinţele calitative privind huilele ameliorante, indeosebi conţinutul redus de sulf şi proprietăţile necesare de aglutinare, ţinînd seamă de disponibilitatea lor pe piaţa mondială şi de un efort valutar cît mai redus.

Problemele legate de calitatea materiei prime şi constanţa acesteia sînt similare cu cele ale uzinelor cocsochimice clasice.

Pregătirea materiei prime în acest caz necesită o analiză specială. Acest lucru este necesar şi datorită faptului că, la proiectarea fluxului tehnologic de pregătire a şarjei, nu s-a ţinut seamă în suficientă măsură de specificul materiei prime existente şi de structurile de reţete reale şi potenţiale.

Fluxul tehnologic de pregătire s-a conceput după schema de principiu pentru măcinarea şarjei (*MS*), ţinînd seamă într-o oarecare măsură de duritatea diferită a componenţilor individuali. Acest lucru a dus la o schemă mai complicată de măcinare a două semişarje şi la posibilitatea măcinării separate într-un flux de semişarje a semicocsului.

Schema de principiu a pregătirii materiei prime se redă în figura 1.

Din această figură rezultă că materia primă pentru cocsificare este introdusă la pregătire din două direcţii:

— huilele din depozit, trecute, teoretic, prin staţia de curăţare pentru eliminarea impurităţilor şi a bucăţilor de cărbune peste 100 mm, trec în silozurile de la dozare, de unde urmăresc fluxul pe o linie de semişarje;

— semicocsul de la fabrica de semicocs trece direct prin cele două concasoare, după care se introduce într-un siloz de dozare de la cea de a doua linie de semişarjă.

În timpul măcinării semicocsului şi transportării lui la un siloz de dozare, fluxurile de dozare şi măcinare nu pot funcţiona.

La realizarea construcţiei instalaţiei de pregătire, proiectul iniţial s-a modificat prin introducerea unei benzi intermediare reversibile, care permite alimentarea ambelor rînduri de

silozuri cu semicocs. În acest fel, creşte posibilitatea de manevră în alcătuirea semişarjelor.

La dozare, după introducerea semicocsului măcinat în unul din silozuri, se formează două circuite de semişarjă în funcţie de duritatea componenţilor; semişarja se macină într-un singur concasor dacă în compoziţia sa intră huile cu măcinabilitate mai uşoară.

debit nominal de 200 t/h, la debite mici, nu asigură precizia necesară de dozare;

— măcinarea semicocsului în circuitul existent prin blocarea concomitentă a restului fluxurilor ocupă tot fluxul de pregătire timp de 3—6 h, din cele 16 h destinate funcţionării normale.

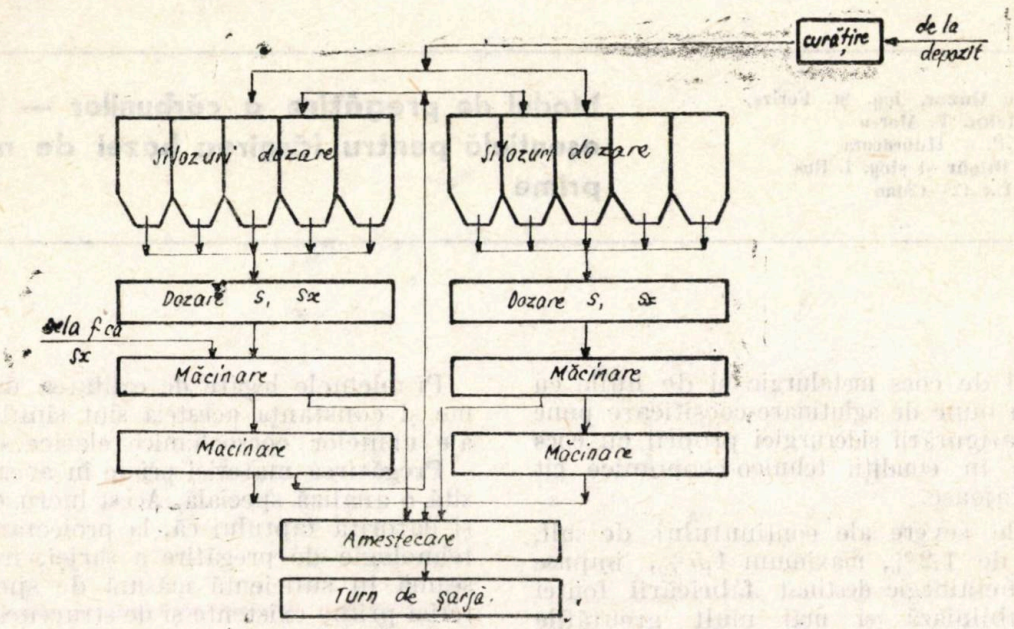


Fig. 1. Schema de principiu a pregătirii şarjei

Prin proiectul iniţial s-a prevăzut blocarea reciprocă a celor două fluxuri de măcinare. Acest blocaj prevăzut a exclus posibilităţile de manevre pentru remăcinarea unor componenţi individuali sau a unor amestecuri, din care cauză la realizarea instalaţiei s-a prevăzut deblocarea funcţionării concomitente a celor două linii de semişarjă.

Semişarjele dozate şi măcinate separat se deversează pe aceeaşi bandă şi se transportă la staţia de amestecare, iar de aici la turnul de cărbune. Debitul nominal este de cîte 200 t/h semişarjă, respectiv 400 t/h şarjă.

Această schemă tehnologică de pregătire a şarjei de cocsificare are o serie de deficienţe, şi anume:

— posibilităţi restrînse de manevră pentru asigurarea granulaţiei optime a componenţilor individuali;

— necesitatea funcţionării pe ambele linii de semişarjă cu cantităţi aproximativ egale de material pentru a asigura debitele nominale arătate;

— asigurarea unui debit de dozare cît mai mare pentru creşterea preciziei de dozare, deoarece dozatoarele gravimetrice existente, cu

Cercetările efectuate pentru asimilarea reţetelor de fabricaţie au dus la stabilirea a două variante de structuri de reţete:

Denumirea huilei (simbol) / Varianta de reţetă	C_0 32—33, %	C_2 33—34, %	Înlocuit. C_2 33—34 amestec E, %	C_1 35, %	C_2 35—37, %	Semicocs, %
R_I	20	30	—	35	10	5
R_{II}	20	15	15	35	10	5

Condiţiile privind realizarea cocsului cu proprietăţi prescrise au impus respectarea unui anumit grad de măcinare, care să ţină seamă de particularităţile componenţilor individuali.

Aceste cerinţe de măcinare s-au verificat prin încercările industriale de la C.S.H. şi se redau în tabelul 1.

Granulaţia realizată, prezentată în tabelul 1, s-a obţinut după schema de măcinare: măcinarea separată a componenţilor (*MC*) sau a grupului de componenţi, în funcţie de cerinţele structurale ale acestora.

Pornirea bateriei de cocs nr. 1, pentru fabricarea cocsului metalurgic destinat obținerii fontei cenușii, s-a efectuat cu o rețetă asemănătoare cu rețeta R_{II}, cu următoarea structură: $C_0 = 20\%$; $C_2 33-34 = 15\%$; amestec E = 15%; $C_1 35 = 35\%$; $C_2 35-37 = 10\%$; semicocs = 10%, cu precizarea că, din motive tehnice, semicocsul s-a înlocuit cu huilă degresantă.

Fluxul de pregătire în perioada de pornire a funcționat în următoarele variante:

I — măcinarea celor două semișarje prin cîte un concasor (măcinare simplă).

Această schemă a dus la obținerea unei granulații inadmisibile pentru o șarjă comprimată, cu o granulație de numai 70—78%, fracție sub 3 mm, față de 95%, prevăzută în proiect și 95—97%, realizată în încercările industriale de la C.S.H. (tab. 1).

Fracția sub 0,6 mm, realizată după această schemă, a fost de 24—30%. Deosebit de periculoasă a fost prezența unor granule de peste 3 mm, în proporție de 22—30% din care 15—20% au reprezentat granule peste 5 mm.

Această granulație a șarjei, total necorespunzătoare, realizată prin măcinarea într-un singur concasor a semișarjelor a impus utilizarea variantei *II* de măcinare; varianta *II* presupune trecerea ambelor semișarje prin cîte două concasoare, adică măcinare dublă.

Compoziția granulometrică pe fracții și cumulat, obținută în această variantă, arată o îmbunătățire a granulației absolute a șarjei prin creșterea fracției 0—3 mm la 87—93% și a fracției 0—0,6 mm la 44—51%.

Prezența, într-o proporție de 6—13% a fracției + 3 mm, din care 2—6% granule peste 5 mm, dovedește că nici prin această

Tabelul 1

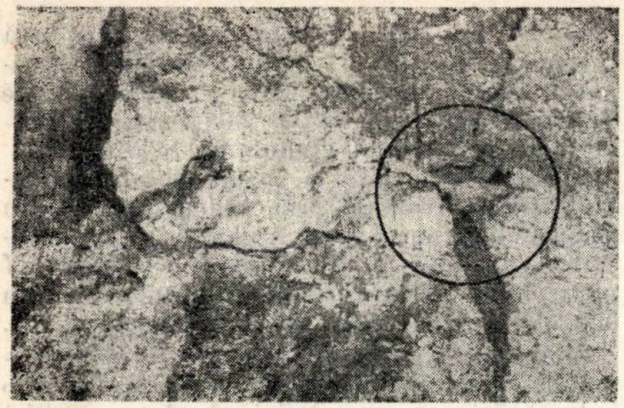
Granulația realizată în condiții industriale la C.S.H.

R_I

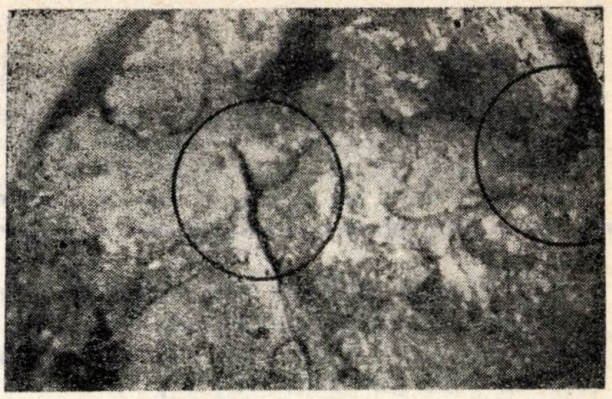
Sortimentul	Granulația						
	—0,3	—0,5	—1,0	—2,0	—3,0	3—6	+6,0
Coroiești	11,0	16,5	26,5	54,2	59,0	11,5	29,5
C_2 33—34	20,5	27,0	37,5	57,5	63,5	9,0	27,5
C_2 35—37	27,0	46,0	54,0	79,0	84,0	8,0	8,0
C_1 35	30,0	39,5	47,0	67,5	73,0	10,0	17,0
Amestec (Co+C_2 33—34)	34,5	43,0	59,0	83,0	88,0	2,0	0,5
Amestec (C_1+C_2 35—37)	38,5	50,5	67,5	90,5	94,5	7,0	5,0
Semicocs	60,0	61,5	73,5	93,5	97,5	4,0	1,5
Șarjă	44,0	53,0	69,5	92,5	95,5	3,5	1,0

R_{II}

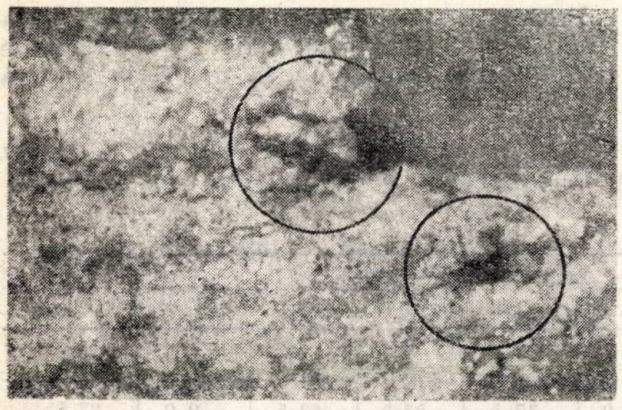
Sortimentul	Granulația						
	—0,3	—0,5	—1,0	—2,0	—3,0	3—6	+6,0
Coroiești	11,0	17,0	29,5	56,5	64,0	23,5	12,5
C_2 33—34	18,5	30,0	40,0	61,0	65,0	11,0	24,0
Amestec E	27,5	40,0	62,0	91,0	96,0	1,0	4,0
C_2 35—37	23,5	43,5	55,0	75,0	80,0	9,0	11,0
C_1 35	26,0	32,5	50,5	75,5	80,5	12,5	7,0
Amestec C_0 + C_2 33—34+C_2 35—37	36,5	50,5	67,5	89,5	93,5	2,0	4,5
Amestec C_1 35+E	35,5	49,5	68,5	90,5	94,5	1,5	4,0
Semicocs	61,0	67,5	83,5	95,0	97,0	2,5	0,5
Șarjă	44,5	60,0	71,0	88,5	95,0	4,0	1,0



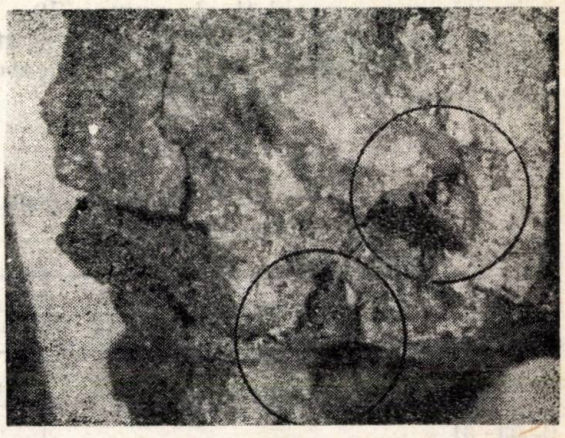
I



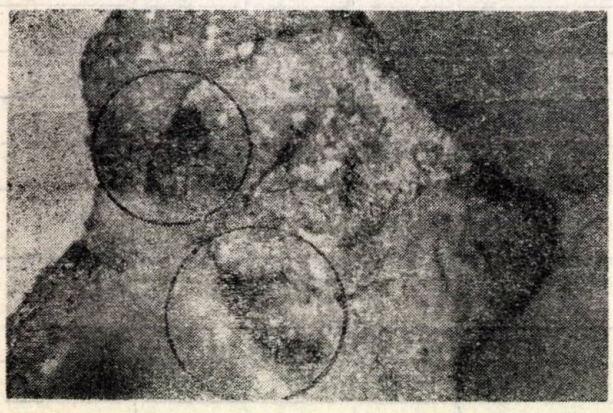
IV



II



V



III

Fig. 2. Macrofotografiile bucăţilor de cocs

schemă de măcinare nu se realizează compoziţia granulometrică necesară, verificată industrial la U.C.C.—C.S.H.

Intrarea în circuitul de pregătire a semicocsului a dus la complicarea şi mai mult a lucrurilor, deoarece realizarea granulaţiei necesare prevăzute în tabelul 1, în situaţia schemei de măcinare prevăzută în proiect, a fost imposibilă. Astfel, pentru granulaţia semicocsului s-a impus o trecere de 65—70% pe sita de 0,5 mm (tab. 1), în timp ce după trecerea semicocsului prin cele două concasoare s-a realizat numai o trecere de 30—35% din fracţia respectivă. Apariţia granulelor peste 3 mm în semicocsul dublu măcinat a fost de 11—12% faţă de 2—3%, admis convenţional în tabelul 1.

Verificarea macroscopică a unor bucăţi de cocs, prelevate de pe rampa de cocs, arată că în toate cazurile granulele de huile sau semicocs peste 3 mm şi îndeosebi cele cu dimensiuni peste 5 şi 10 mm apar în cocs sub formă de incluziuni cimentate fără semne vizibile de aglutinare. În majoritatea cazurilor aceste granule formează centre de fisuri de la care

pornesc fisuri puternice, vizibile cu ochiul liber.

Macrofotografiile bucăţilor de cocs executate în mărime naturală (1 : 1), redate în figura 2, I—2, V, ilustrează cele arătate mai sus.

Granulaţia necorespunzătoare a componenţilor individuali ai semişarjelor şi ai şarjelor în ansamblu se datoreşte în primul rînd neconcordanţei fluxului de măcinare cu structura petrografică a componenţilor individuali şi se răsfrînge negativ în următoarele faze ale producţiei de cocs :

— la comprimarea piloţilor, unde prezenţa granulelor peste 5 mm duce la creşterea pericolului de spargeri, la creşterea nivelului de umiditate necesară comprimării şi la creşterea timpului fizic de comprimare necesar pentru realizarea densităţii prescrise ;

— la cocsificare, unde granulele dure au dimensiuni mari, care reprezintă duritul huilelor de import sau incluziunile minerale ale huilelor indigene şi care iau parte în mai mică măsură sau deloc la formarea stratului plastic şi la formarea macro-şi microstructurii cocsului omogen.

Prezenţa macro-şi microfisurilor în orice bucată de cocs, în jurul incluziunilor de granule de dimensiuni mai mari de 3—5 mm, arată o înrăutăţire a macrostructurii şi rezistenţei mecanice a cocsului, impunînd stabilirea unor scheme de măcinare care să ducă la obţinerea granulaţiei satisfăcătoare, realizate în încercările industriale cu modificări tehnologice minime, investiţii reduse şi consum specific minim de energie electrică.

Acest lucru impune corelarea condiţiilor de măcinare cu particularităţile genetice şi structurale ale huilelor indigene de tip Coroeşti şi ale semicocsului din huile energetice, precum şi cu particularităţile petrografice ale componenţilor din structura de reţetă.

DOCUMENTARE

Modernizarea siderurgiei R.S.F.I.

În prezent se află în curs, la nivel de stat, discuţii privind măsurile necesare de modernizare a industriei siderurgice iugoslave. În scopul menţinerii stadiului actual al producţiei de oţel, de 4,5 mil. t/an, sînt necesare investiţii de 340 mld. dinari. Pentru ca pînă în anul 1991producţia să crească pînă la cca 7,7 mil. t oţel, conform planului, sînt necesari 740 mld dinari.

În uzina siderurgică Smederevo va fi construit un al doilea furnal. În unele uzine este necesară înlocuirea cuptoarelor Martin vechi, cu cuptoare electrice noi. La Skopje sînt neapărat necesare atît înnoirea capacităţilor de topire a fontei şi oţelului brut, ca şi construirea unor noi instalaţii de preparare a minereului. La uzina Sisak vor fi reluate şi accelerate lucrările pentru creşterea capacităţii furnalelor ; de asemenea, este necesară construirea unei oţelării cu convertizoare, cu o capacitate de 1 mil. t oţel/an. În uzinele siderurgice Vares şi Zenica, furnalele vor fi recăptuşite. De asemenea, la Zenica este prevăzută construirea unui al doilea convertizor, ca şi a unei instalaţii de preparare a minereului. O altă problemă importantă o va constitui modernizarea tuturor laminoarelor existente.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 2, 1985, p.* 13)

Maşină de turnare continuă a semifabricatelor rotunde, dată în funcţiune la uzinele de ţevi Mannesmann

După o perioadă de construcţie de numai 14 luni s-a realizat conform planificării, în septembrie 1984, prima turnare la maşina de turnare continuă a semifabricatelor rotunde, construită de firma Demag, la uzinele Huckingen ale firmei Mannesmannröhren- Werke AG.

Instalaţia este o maşină de turnare continuă cu cristalizor curb, cu cinci fire, cu patru puncte de îndreptare corespunzătoare razelor de arc de 10,5 m, 13,5 m, 18,0 m, 30,5 m. Numărul razelor a fost astfel ales încît să corespundă cerinţelor de calitate pentru semifabricate.

Consideraţii de tehnologie a oţelului pur au impus includerea echipamentului necesar pentru prevenirea reoxidării.

Timpul de turnare pentru o şarjă de 230 t este de numai 1 h. Viteza de turnare a semifabricatelor cu diametrul de 220 mm este de 2—5 m/min, în timp ce pentru dimensiunea maximă, diametrul de 400 mm, se prevede o viteză de 0,6 m/min.

Cu darea în folosinţă a noii maşini de turnare continuă SR2 la uzinele Huckingen, firma Mannesmann va realiza o pondere de produse turnate continuu de 100% în 1985. Astfel, unul din producătorii cei mai mari de conducte şi ţevi va folosi numai semifabricate turnate continuu. Mărirea secţiunii transversale a barelor rotunde face parte din programul de modernizare a uzinelor de ţevi şi conducte. Întregul proces şi sistemul de automatizare sînt legate de sistemul de calculatoare al oţelăriei, iar controlul calităţii se face tot pe calculatoare.

(În : *Steel Times International, Anglia, vol. 8, nr. 4, 1084, p. 5*)

Superaliaje din pulberi în Japonia

Prima uzină de pulberi de superaliaje (100 t/an) din Japonia, construită de Kobe Steel, a fost pusă în funcţiune. Plecînd de la lingouri topite în vid, metalul lichid este pulverizat sub argon, iar pulberea atomizată (50—70 microni şi ≤100 ppm oxigen) este încapsulată în vederea viitoarei comprimări izostatice. În acest mod, firma intenţionează să se plaseze pe piaţa pulberilor, care pare a fi promiţătoare. Pînă în prezent, metalurgia pulberilor era limitată în special la materialele cu răspîndire foarte mare (de la bile pentru stilouri la piese pentru automobile) din aliaje sau amestecuri relativ clasice, dar se pare că poate fi aplicată şi la piese din aliaje speciale supuse la tensiuni puternice (de abraziune, mecanice, termice ...), cum sînt turbinele sau conductele şi reactoarele cu energie nucleară, şi, în general, în tehnologiile de vîrf. Trebuie notat faptul că firma comercializează deja produse siderurgice din pulbere (fonte şi oţeluri speciale). Firma Kobe Steel este al doilea producător japonez de pulbere de fier (25 000 t/an faţă de 30 000 t cît produce firma Kawasaki) şi exportă 1 000 t în S.U.A., unde cererea creşte (180—190 000 t în 1983), piaţă unde se pare că domină pulberea care provine din procedeul vechi, clasic, Hoganas.

(În : *Journal du Four Electrique, Franţa, nr. 1, 1984, p. 4*)

Considerații privind proprietățile fizico-chimice ale unor zgure din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$

Dr. ing. E. Rusu
Institutul politehnic — București

CZ: 669.2/046.58

La rafinarea oțelului în oală cu zgure sintetice, gradul emulsionării reciproce al celor două faze, capacitatea de formare a peliculelor fine de oțel-zgură, stabilitatea lor și eliminarea suspensiilor din oțel depind în mare măsură de tensiunea superficială, viscozitatea și densitatea zgurei.

În ultima perioadă de timp, alături de zgurele calcoaluminoase (53—55% CaO; 43—45% Al_2O_3; sub 3% SiO_2; sub 1% FeO) bine studiate, au început să se utilizeze noi tipuri de zgure calcoluminoase, în compoziția cărora, în scopul scăderii costului tratării și al ridicării eficienței procesului de rafinare, se introduc componenți ca SiO_2, Na_2O și fluoruri. În literatura de specialitate se găsesc date incomplete și controversate asupra proprietăților fizico-chimice ale zgurelor din aceste sisteme complexe, pentru conținuturi scăzute de SiO_2(4—12%).

În această lucrare se face un studiu al viscozității, tensiunii superficiale și densității unor zgure din sistemul $CaO-Al_2O_3-Na_2O-CaF_2$.

Materiile prime utilizate pentru prepararea zgurelor au fost substanțe chimice pure. Zgurele folosite pentru determinarea viscozității au fost topite în creuzete din grafit cu compactitate și rezistență ridicate, iar cele utilizate la determinarea tensiunii superficiale și densității, în creuzete de alumină (Kawenit). Compoziția lor chimică este prezentată în tabelul 1, în care este arătată de asemenea — în vederea comparării proprietăților lor — și compoziția zgurelor din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$.

Tabelul 1

Compoziția chimică a zgurelor din sistemele $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$ și $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$

Nr. crt.	Compoziția chimică, %				
	CaO	Al_2O_3	SiO_2	Na_2O	CaF_2
1	45,20	37,10	7,90	9,80	—
2	42,90	35,20	12,10	9,80	—
3	42,45	34,80	8,10	9,75	4,90
4	37,75	30,90	11,90	9,60	9,85

Viscozitatea a fost determinată cu ajutorul unui viscozimetru electrovibratoriu (precizia măsurărilor ± 5%), iar tensiunea superficială și densitatea, prin metoda presiunii maxime în bula de gaz (precizia ±4%).

Determinările au fost efectuate într-un domeniu de temperatură cuprins între 1 693 și 1 893 K.

Viscozitatea. În tabelul 2 sînt arătate valorile viscozității în funcție de temperatură pentru zgurele din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$, precum și ale zgurelor din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$, care au fost analizate anterior [7]. Pe baza lor, în figura 1 sînt prezentate politermele viscozității acestor zgure.

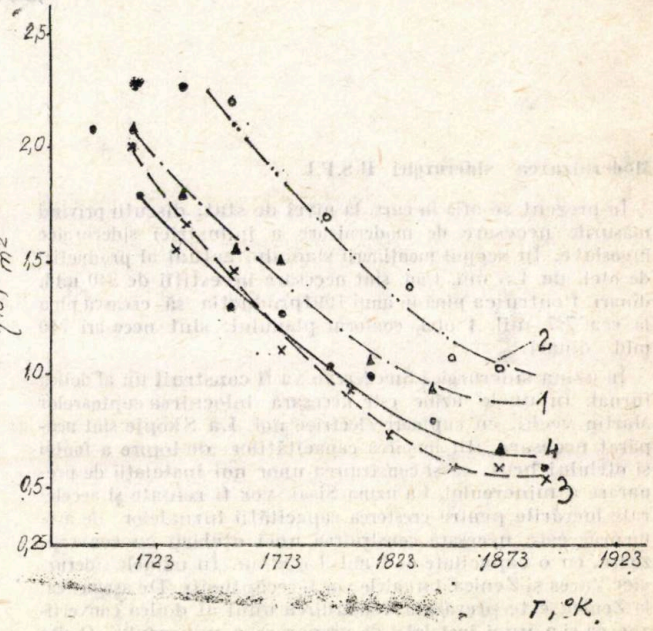


Fig. 1. Politermele viscozității zgurelor

Ecuația curgerii vîscoase. Prelucrarea matematică a datelor experimentale a dus la obținerea dreptelor de regresie $\ln \eta 10$ în funcție de temperatură. Aceste ecuații sînt de forma:

$$\ln \eta 10 = a.10^4 \frac{1}{T} - b \qquad (1)$$

Pe baza acestor ecuații, în figura 2 sînt reprezentate dreptele de regresie și figurate valorile $\ln \eta 10$ corespunzătoare datelor experimentale pentru zgurele studiate. Se observă că punctele valorilor experimentale se înscriu apropiat de dreapta de regresie corespunzătoare zgurei analizate, ceea ce demonstrează că pen-

Tabelul 2

Viscozitatea zgurelor din sistemele $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$ și $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$

Nr. zgurei	Viscozitatea, $\eta 10 \cdot NS \cdot m^{-2}$ la T, K													
	1 893	1 873	1 853	1 843	1 833	1 823	1 813	1 803	1 793	1 773	1 753	1 733	1 713	1 693
1	0,85	0,90	—	0,95	1,0	—	1,05	—	1,25	1,50	1,54	1,78	2,10	—
2	1,01	1,08	1,20	—	1,40	—	—	1,63	1,68	1,88	2,20	2,26	—	—
3	0,56	0,59	0,61	—	—	0,75	—	0,96	—	1,12	1,48	1,67	2,02	—
4	0,6	0,68	—	0,82	—	—	1,0	—	1,05	1,26	1,31	1,58	1,8	2,1

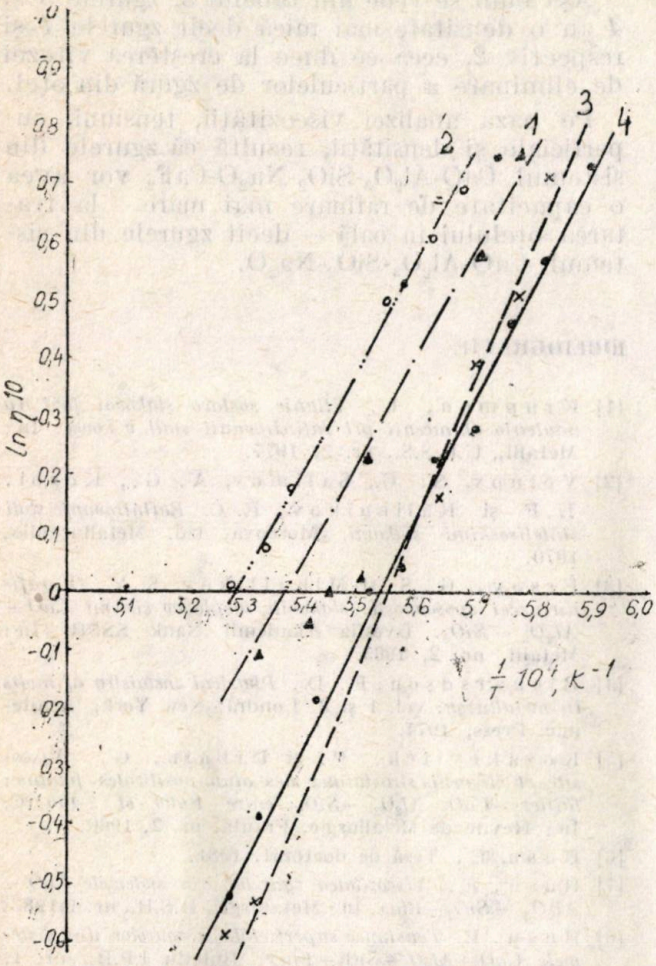


Fig. 2. Variația $\ln \eta 10$ în funcție de temperatură

tru aceste zgure între vîscozitate și temperatură este valabilă relația lui Frenkel:

$$\eta = Al \frac{E_v}{RT} \qquad (2)$$

în care: E_v este energia de activare a curgerii vîscoase, J/mol;
T — temperatura absolută, K;
R — 8,314 J/mol. grad.

Așa cum se vede din tabelul 2 și figura 1, viscozitățile zgurelor din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$, destul de apropiate între ele, sînt mai scăzute decît ale zgurelor din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$; față de zgura *1*, pentru aceleași conținuturi de SiO_2 și Na_2O, zgura *3* are la temperatura de 1 773K o viscozitate cu $0{,}38.10 \frac{Ns}{m^2}$ mai mică, în timp ce față de zgura *2*, zgura *4*, la aceeași temperatură are viscozitatea cu $0{,}62 \frac{Ns}{m^2}$ mai mică.

Zgurele din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$ avînd o viscozitate mai mică decît zgurele din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$, măresc gradul emulsionării reciproce a oțelului și zgurei și influențează favorabil asimilarea suspensiilor nemetalice din oțel de către zgură.

Tensiunea superficială și densitatea zgurelor. Valorile lor în funcție de temperatură sînt

Tabelul 3

Tensiunea superficială și densitatea zgurelor din sistemele: $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O$ și $CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2$

Nr. zgurei	Tensiunea superficială mJ/m² la T, K					Coeficientul de variație a tensiunii superficiale $d\sigma/dT$, mJ/m² K	Densitatea, ρ [10^3 kg m^{-3}] la T,K
	1 768	1 773	1 818	1 823	1 873		1873
1	—	434	416	—	402	0,311	2,57
2	—	433	—	410	398	0,35	2,52
3	406	—	—	384	376	0,285	2,54
4	—	365	351	—	341	0,25	2,49

prezentate în tabelul 3. Prin prelucrarea datelor experimentale, în tabelul 4 se prezintă ecuația tensiunii superficiale a zgurelor respective.

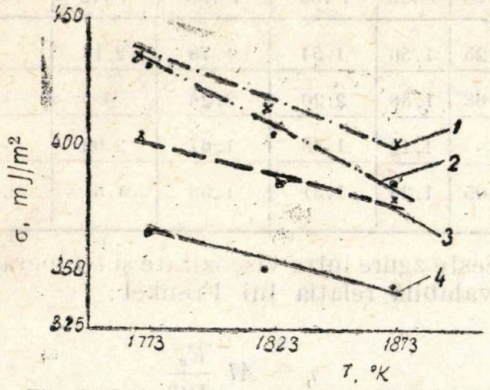


Fig. 3. Politermele tensiunii superficiale

Tabelul 4

Ecuația tensiunii superficiale a zgurelor

Nr. zgurei	Intervalul de temperatură, K	Ecuația tensiunii superficiale, mJ/m²
1	1 770—1 873	$\sigma = 983{,}5 - 331 \cdot 10^{-3} T$
2	1 773—1 873	$\sigma = 1051{,}32 - 349{,}8 \cdot 10^{-3} T$
3	1 768—1 873	$\sigma = 913{,}86 - 288{,}36 \cdot 10^{-3} T$
4	1 773—1 873	$\sigma = 789{,}44 - 240{,}0 \cdot 10^{-3} T$

Pe baza valorilor din tabelele 3 și 4, în figura 3 sînt reprezentate politermele tensiunii superficiale pentru cele patru zgure. Așa cum rezultă din figura 3, valorile tensiunii superficiale ale zgurelor *3* și *4* sînt mai mici decît ale zgurelor *1* și respectiv *2*, fapt explicabil prin adăugarea unui alt flux, CaF_2, mai tensioactiv decît Na_2O.

Zgurele analizate au un coeficient de variație a tensiunii superficiale cu temperatura negativ mică, respectiv 0,285 și 0,25 mJ/m²K. Valoarea negativă a acestuia poate fi atribuită dilatării termice a topiturii, care depășește efectul disocierii anionilor complecși, ceea ce duce la micșorarea forțelor de legătură între particule, provocînd în acest fel scăderea tensiunii superficiale cu creșterea temperaturii.

Întrucît zgurele din sistemul CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2 au valorile tensiunii superficiale mai mici decît ale zgurelor din sistemul CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O, ele asigură obținerea unor valori mai ridicate ale coeficienților de întindere și, ca urmare, asigură o capacitate mai mare de emulsionare în oțel, ceea ce mărește capacitatea lor de rafinare a oțelului.

Așa cum se vede din tabelul 3, zgurele *3* și *4* au o densitate mai mică decît zgurele *1* și respectiv *2*, ceea ce duce la creșterea vitezei de eliminare a particulelor de zgură din oțel.

Pe baza analizei viscozității, tensiunii superficiale și densității, rezultă că zgurele din sistemul CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O-CaF_2 vor avea o capacitate de rafinare mai mare — la tratarea oțelului în oală — decît zgurele din sistemul CaO-Al_2O_3-SiO_2-Na_2O.

BIBLIOGRAFIE

[1] Krupman, L. *Vlianie sostava şlakovoi fazî na udalenie vkliucenii pri rafinirovanii stali v kovşe.* În: Metalli, U.R.S.S., nr. 3, 1977.

[2] Voinov, S. G., Salimov, A. G., Kosoi, L.F şi Kalinnikov, E. C. *Rafinirovanie stali sinteticeskimi şlakami.* Moscova, Izd. Metallurghiia, 1970.

[3] Ersov, G. S. şi Mihailikov, S.V. *O rafiniriuşcei sposobnosti slakovîh rasplavov sistemi CaO—Al_2O_3 — SiO_2.* Izvestia Akademii Nauk SSSR. În: Metalli, nr. 2, 1965.

[4] Richarsdson, F. D. *Physical chemistry of melts in metallurgy*, vol. 1 și 2. Londra, New York, Academic Press, 1974.

[5] Kozakevitch, P. și Urbain, G. *Viscosité et éléments structuraux des aluminosilicates fondus: laitiers CaO—Al_2O_3 —SiO_2 entre 1 600 et 2 100 °C.* În: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 2, 1960.

[6] Rusu, E. Teză de doctorat, 1981.

[7] Rusu, E. *Viscozitatea zgurelor din sistemele CaO—Al_2O_3 —SiO_2—Flux.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9,1983.

[8] Rusu, E. *Tensiunea superficială a zgurelor din sistemele CaO—Al_2O_3—SiO_2—Flux.* Buletin I.P.B., nr. 1, 1983.

Prof. dr. ing. N. Petrescu
Institutul politehnic—București
dr. fiz. Lucia Ganovici
și chim. Mirela Brițchi
Centrul de chimie fizică — ICECHIM
București

Cercetări privind rafinarea cuprului prin metoda electrolizei cu curent inversat periodic

CZ: 669.337

În electroliza de rafinare a cuprului se manifestă în ultimul timp preocuparea pentru modificarea tehnologiei în scopul realizării unor condiții economice avantajoase, prin creșterea productivității celulelor și prin asigurarea unor condiții tehnice favorabile obținerii cuprului de calitate superioară.

Dintre perfecționările propuse, o metodă care nu cere modificări esențiale în construcția celulelor de electroliză o constituie utilizarea curentului inversat periodic [1]—[8]. Inversarea sensului curentului pe durate de timp scurte, de ordinul zecimilor de secundă, după perioada curentului direct de zeci de secunde, are efecte deosebit de puternice asupra proceselor de electrod, în special asupra depolarizării catodice.

Pentru caracterizarea procesului de rafinare electrolitică a cuprului cu curent inversat periodic, sînt folosiți o serie de parametri comuni electrolizei, indiferent de metoda aplicată, precum și o serie de mărimi fizice specifice acestui procedeu, care depind de forma și caracteristicile curentului de alimentare a celulei. Pentru un curent care are forma unor impulsuri dreptunghiulare pozitive și negative, se definesc următoarele mărimi:

— I_p, i_p = curentul direct, respectiv densitatea curentului direct (A, A/m²);
— I_n, i_n = curentul invers, respectiv densitatea curentului invers (A, A/m²);
— t_p, t_n = durata curentului direct, respectiv invers (s);
— $t_t = t_p + t_n$ = perioada (s);
— $I_{ef} = \dfrac{I_p t_p - I_n t_n}{t_t}$ = curentul efectiv (A);
— $I_t = \dfrac{I_p t_p + I_n t_n}{t_t}$ = curentul total (A);
— $\eta_{ef} = (G/G_{ef}) \cdot 100$ = randamentul curentului efectiv (%);
— $\eta_t = (G/G_t) \cdot 100$ = randamentul curentului total (%);
— G = cantitatea de cupru depusă (g);
— G_{ef} = cantitatea de cupru care ar trebui să se depună conform legii lui Faraday cînd $I = I_{ef}$ (g);
— G_t = cantitatea de cupru care ar trebui să se depună conform legii lui Faraday cînd $I = I_t$(g).

În timpul electrolizei are loc o scădere a concentrației ionilor de cupru la suprafața catodului, care duce la apariția unei supratensiuni de concentrație. La creșterea densității de curent, deficitul ionilor de cupru la interfață se mărește și, odată cu aceasta, crește tensiunea de polarizare catodică, conform relației:

$$\eta_j = \frac{RT}{zF} \ln \frac{C(x = 0)}{C_0} \qquad (1)$$

în care $C(x = 0)$ și C_0 sînt concentrațiile ionilor de cupru la suprafața catodului și respectiv în masa de electrolit.

Aplicarea procedeului de electroliză cu curent inversat periodic duce la compensarea parțială a diferenței de concentrație și deci la micșorarea polarizării de concentrație. Pentru stabilirea condițiilor practice de aplicare a acestui procedeu, este necesară cunoașterea variației în timp a concentrației ionilor de cupru la catod, în funcție de amplitudinea, durata și de sensul curentului folosit la electroliză.

În timpul funcționării electrolizei cu curent direct, concentrația ionilor de cupru la catod scade, producînd o creștere corespunzătoare a polarizării de concentrație. În timpul funcționării cu curent invers, se produce o echilibrare a concentrației ionilor de cupru la suprafața catodului, datorită, pe de o parte, proceselor de difuzie din electrolit, și, pe de altă parte, dizolvării în electrolit a cuprului depus la catod.

Polarizarea catodică în timpul funcționării electrolizei cu curent direct

Variația în timp a concentrației ionilor de cupru în stratul de electrolit din vecinătatea catodului este descrisă de legea a 2-a a lui Fick:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \qquad (2)$$

Concentrația ionilor de cupru la catod, în timpul trecerii curentului direct, se obține prin

integrarea (2) în următoarele condiții inițiale și la limită:

$$C(x,\ 0) = C_0 \tag{3}$$

$$\lim_{x\to\infty} C(x,\ t) = C_0 \tag{4}$$

$$D\left(\frac{\partial C}{\partial x}\right)_{x=0} = \frac{i_p}{zF} \tag{5}$$

în care D este coeficientul de difuzie (cm^2/s), iar x — distanța de la catod (cm).

— Soluția (2) în condițiile menționate este:

$$C(x,\ t) = C_0 + \frac{i_p}{zF}\sqrt{\frac{1}{\pi D}}\int_0^{t_p}\frac{1}{\sqrt{t}}\cdot$$

$$\cdot\ \exp.\left(-\frac{x^2}{4Dt}\right)dt \tag{6}$$

în care i_p este densitatea curentului direct.

Concentrația ionilor de cupru la suprafața catodului ($x = 0$), în funcție de durata curentului direct, este dată de relația:

$$C(0,\ t_p) = C_0 - \frac{2i_p}{zF}\sqrt{\frac{1}{\pi D}}\sqrt{t_p} = C_1 \tag{7}$$

Timpul $t = \tau$, după care concentrația ionilor de cupru ajunge la valoarea $C = 0$, reprezintă timpul de tranziție. Dacă durata trecerii curentului depășește valoarea timpului de tranziție, poate avea loc un nou proces electrochimic, cum ar fi depunerea următorului ion mai puțin nobil decît cuprul. Timpul de tranziție este dat de relația:

$$\tau = \frac{\pi D Z^2 F^2 C_0^2}{4\, i^2} \tag{8}$$

Din ecuațiile (1), (7) și (8) se obține polarizarea de concentrație în funcție de durata trecerii curentului și de timpul de tranziție:

$$\eta = \frac{RT}{zF}\ln\left(1 - \sqrt{t_p/\tau}\right) \tag{9}$$

Dezvoltînd în serie relația (9), pentru valori t_p mici și τ mari, se obține:

$$\eta = \frac{RT}{zF}\sqrt{t_p/\tau} \tag{10}$$

Din (10) rezultă că, pentru durate scurte de trecere a curentului direct, polarizarea de concentrație crește cu rădăcina pătrată a timpului, panta curbei de creștere fiind invers proporțională cu rădăcina pătrată a timpului de tranziție.

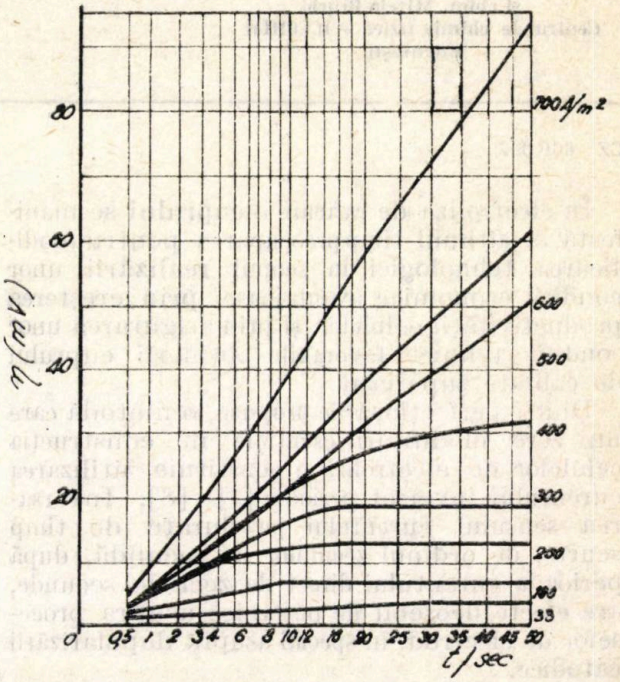


Fig. 1. Variația polarizării de concentrație în funcție de durata curentului direct, la diferite densități ale curentului direct

Cercetări experimentale efectuate pe celule de laborator la Uzinele Montan Brixlegg, Austria [9], [10], la o densitate de curent pînă la 700 A/m^2, cu durata curentului direct de la 0,5 la 50 s, au confirmat prevederile teoretice expuse. În figura 1 este prezentată variația polarizării de concentrație la catod, în funcție de durata curentului direct și de densitatea de curent.

Din diagramele prezentate rezultă că, pentru durate mici de trecere a curentului direct, polarizarea de concentrație crește liniar cu $\sqrt{t_p}$ (10), creșterea fiind mai accentuată la densități mari de curent, deoarece timpul de tranziție este mai mic (8,10). În cazul densităților de curent mici, se constată că, după cîteva secunde, polarizarea de concentrație rămîne constantă în timp, stabilirea echilibrului fiind datorată convecției naturale.

Depolarizarea catodică în timpul funcționării electrolizei cu curent invers

La inversarea polarității curentului, concentrația ionilor de cupru la suprafața catodului crește de la valoarea C_1, atinsă la sfîrșitul perioadei catodice, pînă la o valoare C_2 corespunzătoare sfîrșitului perioadei anodice. Pentru

evaluarea concentrației finale C_2, se ia în considerare creșterea concentrației ionilor de cupru, datorită proceselor de difuzie și datorită dizolvării cuprului depus la catod. Variația concentrației la suprafața catodului datorită difuziei se obține prin integrarea (2) în următoarele condiții inițiale :

$$C(x,\ 0) = \frac{C_0 - C_1}{\delta} x + C_1, \text{ pentru } 0 \leqslant x \leqslant \delta \quad (11)$$

$$C(x,\ 0) = C_0, \qquad \text{pentru } \delta \leqslant x \leqslant \infty \quad (12)$$

în care δ este grosimea stratului limită, iar C_1 — concentrația la suprafața catodului ($x = 0$).

Condiția la limită a problemei este dată de relația :

$$D\left(\frac{\partial C}{\partial x}\right)_{x=0} = \frac{i_n}{zF} \quad (13)$$

care exprimă echivalența dintre transportul difuziv al ionilor de cupru și transportul produs de un curent cu densitatea i_n, la suprafața catodului.

În aceste condiții, variația concentrației la interfață, datorită proceselor de transport atomic în timpul perioadei anodice, este dată de ecuația :

$$C(\mathrm{O},\ t_n) = C_1 + (C_0 - C_1)\sqrt{\frac{4Dt_n}{\pi\delta^2}} \quad (14)$$

în care grosimea stratului limită δ se poate calcula din ecuația :

$$\delta = \frac{2zFD(C_0 - C_1)}{i} \quad (15)$$

Variația concentrației datorită dizolvării cuprului depus la catod depinde de densitatea curentului invers și de viteza ionilor de cupru, conform relației :

$$\Delta C_d = \frac{i_n}{zFv} \quad (16)$$

Viteza ionilor de cupru se poate evalua, cunoscînd mobilitatea lor și intensitatea cîmpului electric care determină transportul ionilor, din relația : $v = U_a\ E = U_a V/d$, în care U_a este mobilitatea absolută a ionilor de cupru, V este tensiunea pe celulă, iar d, distanța dintre electrozi.

Concentrația ionilor de cupru la sfîrșitul perioadei anodice, la suprafața catodului, se obține din ecuațiile (14) și (16) :

$$C_2 = C_1 + (C_0 - C_1)\sqrt{\frac{4Dt_n}{\pi\delta^2}} + \frac{i_n d}{zFU_a V} \quad (17)$$

Relația (17) arată că la suprafața catodului concentrația ionilor de cupru crește odată cu creșterea duratei de trecere a curentului invers.

Variația în timp a depolarizării catodice se obține din ecuațiile (1) și (17) :

$$\eta = \frac{RT}{zF}\left\{\ln\frac{C_1}{C_0} + \ln\left[1 + \frac{C_0 - C_1}{C_1} \cdot \sqrt{\frac{4Dt_n}{\pi\delta^2}} + \frac{i_n d}{zFU_a V C_1}\right]\right\} \quad (18)$$

Pentru depolarizarea electrozilor în cazul electrolizelor la densități mari de curent, se poate folosi și metoda curentului în impulsuri care constă în întreruperea periodică a curentului de alimentare a celulei. Variația polarizării de concentrație cu timpul de întrerupere a curentului, (t_i), se poate obține din (18) prin eliminarea termenului corespunzător procesului de dizolvare a cuprului din catod, care are loc la electroliza cu curent inversat periodic. Se obține :

$$\eta = \frac{RT}{zF}\left[\ln\frac{C_1}{C_0} + \ln\left(1 + \frac{C_0 - C_1}{C_1}\sqrt{\frac{4Dt_i}{\pi\delta^2}}\right)\right] \quad (19)$$

Pentru densități mari de curent și durate lungi de întrerupere a curentului, se obține, prin dezvoltarea în serie a relației (19), relația :

$$\eta = A - B\ln\ (t_i) \quad (20)$$

în care A și B sînt constante. Această relație arată că polarizarea de concentrație scade odată cu logaritmul natural al timpului de întrerupere a curentului, scăderea fiind cu atît mai accentuată, cu cît sînt mai mari diferențele de concentrație și cu cît se folosesc valori mai mari pentru densitatea de curent.

În figura 2 sînt prezentate rezultatele cercetărilor experimentale de laborator efectuate la Uzinele Montan Brixlegg, Austria [9], [10], privind variația polarizării de concentrație la catod, în funcție de timpul de întrerupere a curentului și de densitatea de curent.

Din diagrame se constată că relațiile teoretice (19) și (20) se verifică experimental în intervalul 0,5 s $\leqslant t_i \leqslant$ 20 s.

Previziunile teoretice și rezultatele experimentale obținute pe celule de laborator permit stabilirea unor condiții practice de aplicare a procedeului de rafinare electrolitică cu curent în impulsuri sau cu curent inversat periodic.

Se observă că utilizarea curentului în impulsuri pretinde timpi de întrerupere mari pentru realizarea depolarizării catodice (peste 20 s), în timp ce curentul inversat periodic rea-

lizează depolarizarea catodică în perioade mai scurte de inversare a curentului.

În experimentările de electroliză efectuate, s-a urmărit o creştere importantă a densităţii de curent, prin luarea unor măsuri de depolarizare catodică. Metoda aleasă a constat în folosirea curentului inversat periodic, ale

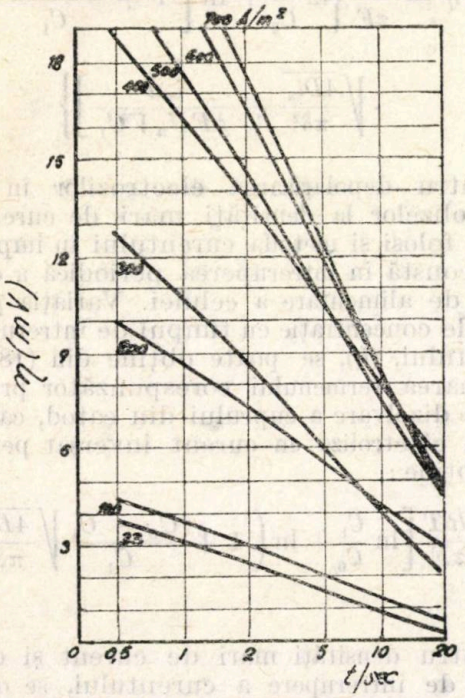


Fig. 2. Variaţia polarizării de concentraţie în funcţie de durata de întrerupere a curentului la diferite densităţi de curent

cărui caracteristici au fost stabilite pe baza relaţiilor teoretice expuse anterior. În acest sens, în lucrare va fi prezentat un exemplu de calcul numeric pentru evaluarea duratei curentului invers, în cazul electrolizelor la densităţi mari de curent.

Condiţii experimentale aplicate la rafinarea electrolitică a cuprului cu curent inversat periodic

Lucrările experimentale de rafinare electrolitică a cuprului au fost efectuate într-o instalaţie de laborator constituită dintr-o celulă de electroliză, un sistem de încălzire şi recirculare a electrolitului şi un sistem de alimentare a celulei cu curent inversat periodic.

Celula de electroliză a fost construită dintr-un material plastic rezistent la temperatură şi a funcţionat cu trei electrozi, un anod şi doi catozi, cu o distanţă de 35 mm între electrozi.

Anozii au fost turnaţi din cupru rafinat termic folosit la secţia de electroliză de la I.M.M.N. Baia Mare, avînd dimensiunile 160×80× 10 mm. Compoziţia chimică a anozilor este dată în tabelul 1.

Catozii, sub forma unor foiţe starter, s-au obţinut în celula de electroliză în condiţii identice cu cele stabilite pentru electroliza respectivă, prin depunere pe plăci de titan.

Sistemul de încălzire şi recirculare a electrolitului. Lucrările experimentale au fost efectuate cu un electrolit prelevat din cuvele de electroliză de la Baia Mare, a cărui compoziţie este dată în tabelul 2.

Electrolitul a fost recirculat continuu cu ajutorul unei pompe peristaltice, astfel încît să se realizeze înlocuirea sa completă în cca 4 h, condiţii aplicate şi în cuvele industriale. Înainte de reintroducerea electrolitului în cuvă, acesta era trecut printr-un sistem de filtrare şi de încălzire pînă la temperatura de 60°C, într-un sistem termostatat. Toate electrolizele au fost efectuate la temperatura de 60°C, menţinută constantă cu o precizie de ±1°C, celula fiind introdusă într-un vas termostatat.

Sistemul de alimentare electrică a fost constituit dintr-un alimentator de curent continuu stabilizat şi un dispozitiv electronic cu circuit RC şi releu, care a asigurat inversarea polarităţii curentului. Acest dispozitiv a fost montat între celula de electroliză şi alimentator şi a asigurat un domeniu de variaţie de 1—100 s pentru durata curentului direct şi 0,4—5 s pentru durata curentului inversat.

Rezultate şi discuţii

În primele experimente efectuate s-a urmărit influenţa asupra procesului de electroliză a creşterii treptate a densităţii de curent, de la valoarea 212 A/m², comparabilă cu densitatea de curent la care are loc electroliza convenţională, pînă la o valoare de 500 A/m². Au fost efectuate două cicluri de electrolize la care durata curentului invers a reprezentat 2 şi respectiv 4% din durata totală a unui ciclu de reversie. În aceste condiţii, s-au ales

Tabelul 1

Compoziţia chimică a anozilor, %

Ni	As	Sb	Pb	Zn	S	Sn	Fe	Au	Ag	Cu
0,006	0,078	0,170	0,040	0,005	0,056	lipsă	0,038	0,0033	0,1015	99,46

Tabelul 2

Compoziția chimică a electrolitului, g/l

Cu	H_2SO_4	Cl	Fe	As	Sb	Bi
41,79	154,90	0,006	0,40	2,06	1,04	0,0040

ca parametri de lucru perechile de valori: $t_p = 98$ s; $t_n = 2$ s și respectiv $t_p = 96$ s și $t_n = 4$ s.

Aprecierea condițiilor de desfășurare a electrolizei se poate face pe baza unor mărimi specifice procedeului de electroliză cu curent inversat periodic (η_t, η_{ef}), a căror semnificație a fost precizată în prima parte a lucrării. Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 3.

Tabelul 3

Variația randamentului curentului total și al curentului efectiv cu densitatea de curent

Durata electrolizei, h	Densitatea de curent, A/m²	t_p s	t_n s	Raportul de reversie, %	Randamentul de curent	
					η_t, %	η_{ef}, %
69	212	98	2	2	95,5	99,5
46	305	98	2	2	94,5	98,4
42	405	98	2	2	94,2	98,1
11	505	98	2	2	94,0	97,9
80	212	96	4	4	91,8	99,8
49	305	96	4	4	91,6	99,5
48	405	96	4	4	91,8	99,8
24	505	96	4	4	90,5	98,4

Din datele prezentate în tabelul 3 reiese că, în condițiile intensificării procesului de electroliză, randamentul curentului total scade ușor odată cu densitatea de curent. La durate mai mari ale curentului invers, se obțin valori mai mici pentru randamentul curentului total. Deși randamentul curentului total a fost calculat în condițiile cele mai dezavantajoase, în sensul că s-au considerat eficiente pentru procesul de electroliză ambele componente ale curentului, se constată că el se menține la valori ridicate (90—95%), chiar la densități mari de curent (500 A/m²). Cele două componente ale curentului I_p și I_n au fost menținute egale în timpul electrolizei.

Cercetările ulterioare au urmărit studiul procesului de electroliză cu curent inversat periodic, ale cărui caracteristici au fost evaluate cu relațiile teoretice dezvoltate anterior, pe baza variației concentrației ionilor de cupru la interfață, în timpul perioadei directe și respectiv inverse a curentului.

Întrucît din lucrările efectuate a reieșit că electroliza de rafinare se poate realiza la o densitate de curent $i_p = 500$ A/m², s-a calculat variația concentrației ionilor de cupru la interfață pentru o asemenea electroliză. Alegînd un electrolit cu o concentrație inițială de 40 g Cu/l și o durată a curentului direct de 20 s, aplicînd (7), rezultă o scădere a concentrației ionilor de cupru la suprafața catodului pînă la valoarea $C_1 = 18,5$ g/l după cele 20 s ale curentului direct.

Prin inversarea polarității curentului, se produce o echilibrare a concentrației ionilor de cupru la interfață. Considerînd de asemenea densitatea curentului 500 A/m² și alegînd un raport de reversie 2%, rezultă pentru curentul invers o durată $t_n = 0,4$ s. Variația concentrației ionilor de cupru la interfață se datorează celor două mecanisme analizate, difuzia și dizolvarea. Aplicînd pentru procesul de difuzie (14), în care a fost introdus coeficientul de difuzie $D = 1,5 \cdot 10^{-9}$ m²/s și o valoare a stratului limită $\delta = 3,9 \cdot 10^{-4}$ m calculată cu (15), rezultă o creștere a concentrației ionilor de cupru la interfață, în timpul celor 0,4 s, de la 18,5 la 20,1 g Cu/l.

O creștere mult mai importantă a concentrației ionilor de cupru la interfață are loc prin dizolvarea și transportul electric al ionilor de cupru. Pentru calcularea acestei mărimi au fost aplicate relațiile (16) și (17), în care a fost introdusă distanța dintre electrozi $d = 3,5$ 10^{-2} m și căderea de tensiune 0,44 V. Pentru mobilitatea absolută a ionilor de cupru, a fost dedusă valoarea $U_a = 4,02 \cdot 10^{-8}$ m²/V . s, luînd în considerare variația acesteia cu concentrația și temperatura electrolitului. Efectuînd calculele rezultă că, în perioada anodică, concentrația ionilor de cupru la suprafața catodului crește la 327 g Cu/l, ca urmare a dizolvării și transportului electric.

Grosimea stratului de electrolit de la suprafața catodului, în care concentrația ionilor de cupru este 327 g/l, se poate calcula din mobilitatea absolută a ionilor, luînd în considerare tensiunea aplicată pe electrozi și distanța dintre aceștia. Pentru valorile folosite în prezenta lucrare, $U_a = 4,02\ 10^{-8}$ m²/V.s, $V = 0,44$ V și $d = 3,5 \cdot 10^{-2}$ m, grosimea stratului de electrolit ce cuprinde ioni de cupru dizolvați în timpul perioadei inverse de 0,4 s este de $2\ 10^{-7}$ m. Acest strat de electrolit are o grosime cu trei ordine de mărime mai mică decît grosimea stratului de difuzie, ceea ce explică concentrația ridicată a ionilor de cupru în imediata vecinătate a catodului, pe distanța parcursă de ioni conform vitezei lor absolute de deplasare.

Valoarea ridicată a concentrației ionilor de cupru de la suprafața catodului determină apariția unui curent de difuzie prin stratul limită. Se vor forma astfel două fluxuri de difuzie a ionilor de cupru, de la ambele suprafețe ale stratului de difuzie, spre interiorul stratului. Sub

acţiunea acestor fluxuri va creşte concentraţia ionilor de cupru în stratul de difuzie şi se va stabili un nou profil de concentraţie în strat, cu o valoare mai ridicată a concentraţiei ionilor de cupru la suprafaţa catodului.

La schimbarea sensului curentului, noul profil de concentraţie va asigura o disponibilitate mare de ioni de cupru pentru descărcare pe catod şi va determina, în perioada imediat următoare, o creştere a conductibilităţii electrice în stratul de difuzie. De asemenea, această creştere a concentraţiei ionilor de cupru la catod întîrzie formarea stratului limită de polarizare catodică la trecerea curentului direct.

Datele prezentate arată că folosirea curentului inversat periodic este mult mai eficientă decît electroliza cu curent în impulsuri, la care depolarizarea are loc după un timp de întrerupere mult mai mare, peste 20 s (fig. 2).

Tabelul 4

Influenţa duratei şi frecvenţei de inversare a polarităţii curentului asupra randamentului de curent

Durata electrolizei, h	t_p, s	t_n s	Raportul de reversie, %	Randamentul de curent	
				η_t, %	η_{ef}, %
27	10	0,4	4	92,1	99,8
27	20	0,8	4	91,6	99,2
27	40	1,6	4	91,2	98,8
29	60	2,4	4	91,3	98,9
27	80	3,2	4	90,7	98,3
24	20	0,4	2	95,2	99,1
27	40	0,8	2	95,0	98,8
27	60	1,2	2	95,1	98,9
27	80	1,6	2	95,0	98,8

Pentru verificarea calculelor efectuate, s-au continuat cercetările cu o serie de electrolize de rafinare, la care s-a ales durata curentului direct între 10 şi 80 s, iar durata curentului invers, între 0,4 şi 3,2 s. Perechile de valori t_p şi t_n, la care s-au efectuat electrolizele, au fost alese astfel încît durata curentului invers să reprezinte 2 % din durata curentului direct pentru un ciclu de experimente şi respectiv 4 % pentru al doilea ciclu. Densitatea de curent pentru toate lucrările a fost 500 A/m ^{2}, corespunzînd unui nivel ridicat de intensificare a procesului de electroliză. Rezultatele obţinute sînt prezentate în tabelul 4.

În ciclul de electrolize la care durata curentului invers a reprezentat 2% din durata curentului direct, s-au obţinut randamente de curent între 95 şi 95,2 %, iar pentru electrolizele la care raportul de reversie a fost 4 %, randamentul curentului total a fost cuprins între 90,7 şi 92,1 %. Este de remarcat o uşoară tendinţă de creştere a randamentului curentului total pentru electrolizele efectuate la valori mici ale curentului direct şi ale curentului invers.

Condiţiile optime de lucru rezultate din lucrările de electroliză efectuate la densitatea de curent 500 A/m ^{2} sînt : $t_p = 20$ s ; $t_n = 0{,}4$ s.

Cercetările de electroliză au fost continuate cu lucrări pentru stabilirea influenţei compoziţiei electrolitului şi a altor parametri asupra procesului, în scopul obţinerii unui metal de calitate superioară.

BIBLIOGRAFIE

[1] Biswas, H.E. şi Davenoport, U. G. *Extractive Metallurgy of Copper*. Londra, Pergamon Int. Library, 1976, p. 525, 579.
[2] Wöbking H. şi Wörz, H. În: Erzmetall, 29 1976, p. 483.
[3] Owen, M. şi Iacobi, J. S. În: J. Metals, S.U.A., nr. 4, 1975, p. 10.
[4] Orehov, M.A. şi Krivousov, B.A. În: Ţvetn. Met., U.R.S.S., nr. 8, 1980, p. 18.
[5] Rudenko, V. I. şi Orehov, M. A. În: Ţvetn. Met., U.R.S.S., nr. 5, 1983, p. 22.
[6] Petrov, D. În: Erzmetall, 27, 1974, p. 114.
[7] Wöbking, H. Patent U.S.A., nr. 4, 140, 596, 1979.
[8] Lindström, N. F. R. Patent Suedia, nr. 348.001, 1972.
[9] Wöbking, H. şi Wörz, H. În: Erzmetall, 32, 1979 p. 53.
[10] Wöbking, H. şi Wörz, H. În: Erzmetall, 33, 1980, p. 395.

Dr. ing. Iuliana Lupu
Universitatea din Braşov
ing. M. Bleahu
I.M.A.S.A. — Sf. Gheorghe
Ligia Lupu

Studiul influenţei nitrurării asupra proprietăţilor fontelor slab aliate turnate

CZ: 621.785.53:669.15 — 196

În prezenta lucrare, piesele studiate au fost tratate prin cianizare după procedeul Tenifer şi procedeul de nitrurare ionică.

Procedeul Tenifer foloseşte băi de săruri care lucrează în sistemul Na—K—CNO—CO_3, cu 33—36% CNO la un anumit raport K/Na.

În timpul funcţionării băii, conţinutul de CNO scade treptat dar în cantitate mică faţă de saturarea băii, însă creşte corespunzător conţinutul în CO_3^{2-}.

Prin adăugarea unui regenerator, CO_3^{2-} poate fi transformat în cianat (CNO).

În cazul nitrurării ionice, gradientul concentraţiei superficiale a azotului rezultă atit din bombardamentul suprafeţei cu ioni şi neutroni rapizi care penetrează cîteva straturi atomice, cît şi din retrodifuziunea particulelor pulverizate catodic sub formă de FeN.

Partea experimentală

Scopul urmărit a fost obţinerea unor îmbunătăţiri ale tehnologiei de fabricaţie a bucşelor de cilindru pentru autocamion, în vederea creşterii performanţelor acestora, folosind un procedeu rentabil, cu mijloacele existente în dotarea întreprinderilor de profil.

Compoziţia chimică a epruvetelor

S-a lucrat cu trei compoziţii diferite, aflate în limitele prescrise pentru bucşele de cilindru.

S-a pornit de la reţeta de şarjare utilizată la acest reper şi anume: de la elaborarea în cuptor de 12 t cu inducţie, după cum urmează:

— 40% fontă nouă;

— 60% fontă albă (Si = 1,4%; C = 3,5%), alcătuită din:

— 40% rebut intern recirculat (Si — 4,8%; C = 3,5%);

— 10% fier vechi;

— 10% electrod, Fe—Mn; Fe—Cr; Fe—P.

După elaborare, inoculare, menţinere, turnare, s-au obţinut epruvete de compoziţia: 3,45%C; 2,25%Si; 0,80%Mn; 0,70%P; 0,030%S; 0,09%Cu; 0,28%Cr.

Determinările compoziţiilor chimice s-au făcut după metodele prezentate în STAS-urile în vigoare (chimice şi prin analiză spectrală).

Pornind de la această compoziţie cu conţinut de nichel şi cupru foarte scăzut, s-a procedat astfel:

— s-a adăugat cupru în baie şi a rezultat după turnarea epruvetelor o fontă de compoziţia *2* (tab. 1);

Tabelul 1

Compoziţia chimică a probelor, înainte şi după adaos de Ni şi Cu

Component, %	Compoziţie prescrisă pentru bucşe	*1*	*2*	*3*
C	3,30—3,45	3,45	3,43	3,44
Si	2,20—2,35	2,25	1,85	1,91
Mn	0,70—0,90	0,80	0,70	0,71
P	0,60—0,90	0,70	0,67	0,67
S	—	0,030	0,03	0,03
Cu	0,00—0,40	0,09	0,43	0,09
Cr	0,10—0,30	0,28	0,21	0,21
Ni	0,00—0,50	—	0,07	0,30

— s-a adăugat nichel în baia de compoziţia *1* şi a rezultat o fontă de compoziţia *3*.

În tabelul 1 se prezintă compoziţia iniţială şi după adăugarea de nichel şi cupru, precum şi limitele admise de standarde.

Probele. Din fiecare compoziţie s-au turnat în amestecul de miez cîte 4 bare cu Ø = 30 mm şi lungime l = 200 mm şi cîte două bucşe de cilindru.

Din fiecare bară s-au debitat, broşat, rectificat cîte trei epruvete. În paralel au fost prelucrate bucşele de cilindru şi rolele pentru încercarea la uzură: cîte o rolă pentru fiecare epruvetă, pentru a evita utilizarea rolelor „rodate".

Tratament. Pentru fiecare compoziţie au fost confecţionate cîte 12 epruvete din care patru au fost nitrurate ionic, patru, prin procedeul Tenifer şi patru au rămas nenitrurate.

Tratamentele s-au făcut după următorii parametri:

— nitrurare ionică: timp de 6 h; presiunea 7 torr; atmosferă de NH_3 disociat;
— procedeu Tenifer: timp de 3 h; temperatura 570°C; săruri = $=NS_1 + NS_2$ (import, fără regenerator).

Caracteristicile epruvetelor. Epruvetele astfel tratate au fost caracterizate sub aspectul rugozității, uzurii, microstructurii, durității.

Determinarea rugozității. Pentru simularea cît mai bună a condițiilor reale (bucșă de cilindru frecată de segment), epruvetele au fost rectificate fin la $R_a = 0{,}8$ μm. Valorile obținute pentru rugozitate după nitrurare sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Rugozitatea epruvetelor după nitrurarea ionică și Tenifer

Compoziție	Rugozitate, μm	
	Nitrurare ionică	Nitrurare Tenifer
1	0,79	0,92
2	0,81	0,98
3	0,78	1,2

Determinarea uzurii. După măsurarea rugozității, piesele au fost supuse verificării de uzură (pe aparatul Amsler frecare uscată; forță de apăsare 30 kg), timp de o oră fiecare. Prin cîntărire înainte și după uzură, s-au obținut valorile prezentate în tabelul 3.

Tabelul 3

Încercarea la uzură a epruvetelor nitrurate ionic și Tenifer

Compoziție	Uzură, g/m²		
	Netratate	Nitrurare ionică	Nitrurare Tenifer
1	$11 \cdot 10^{-4}$	$6 \cdot 10^{-4}$	$8 \cdot 10^{-4}$
2	$11 \cdot 10^{-4}$	$6{,}5 \cdot 10^{-4}$	$7 \cdot 10^{-4}$
3	$10 \cdot 10^{-4}$	$6 \cdot 10^{-4}$	$7 \cdot 10^{-4}$

Rugozitatea după uzură. Piesele fiind relativ rodate, este normală scăderea rugozității (tab. 4).

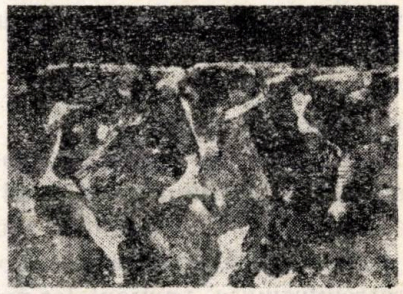
Tabelul 4

Rugozitatea după uzură a pieselor nitrurate

Compoziție	Rugozitate, μm	
	Nitrurare ionică	Nitrurare Tenifer
1	0,785	0,90
2	0,80	0,85
3	0,77	0,94

Studiul microstructurii. După obținerea șlifurilor metalografice, s-a studiat și fotografiat structura (fig. 1 și 2) și s-au observat următoarele: structura perlitică cu urme de ferită 1—2%; G_1 4—5; G_r 8—9. Compozițiile (*2*) și (*3*) perlitice sînt date conform STAS-ului 6905/80.

a



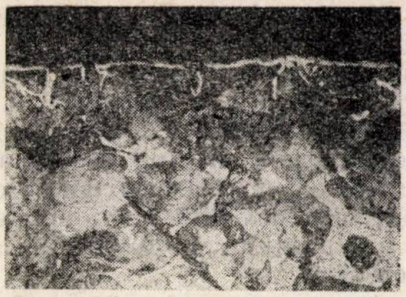
b

c

Fig. 1. Microstructura probelor tratate după procedeul Tenifer:
a — strat, 0,008 mm; difuzie, 0,05—0,1 mm;
b — strat, 0,004 mm; difuzie, 0,05—0,1 mm;
c — strat, 0,01 mm; difuzie, 0,05—0,1 mm

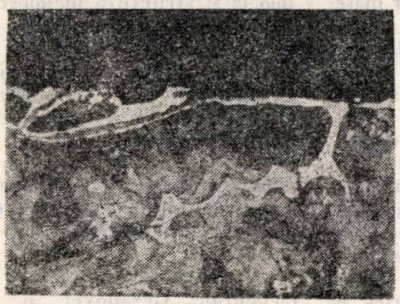
În cazul nitrurării ionice zona compușilor (de legătură) s-a format pe o adîncime de 0,003—0,005 mm. Stratul prezintă o compactitate bună și este fără întreruperi, cu o conturare a lamelelor de grafit; difuzie, 0,3 mm.

În cazul nitrurării Tenifer, zona compușilor variază între 0,002 și 0,005 mm pentru compoziția (*1*), prezentată în tabelul 1, și între 0,002 și 0,003 mm pentru compoziția (*3*); stratul este poros, cu întreruperi; difuzia este de 0,05—0,1 mm.



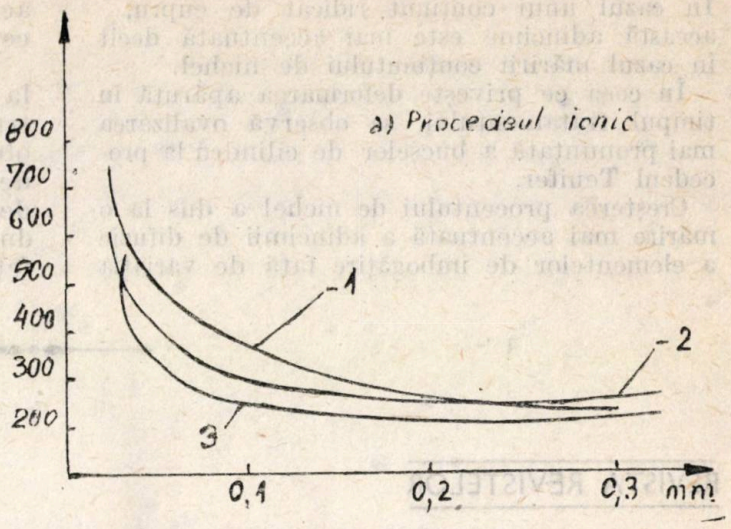
a

b

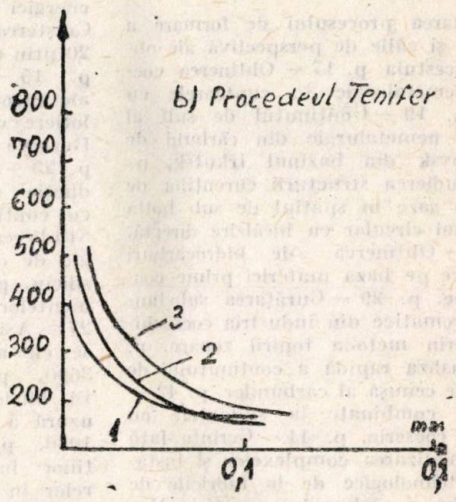


c

Fig. 2. Microstructura probelor tratate după procedeul ionic:
a—strat, 0,03 mm; difuzie, 0,3 mm;
b—strat, 0,04 mm; difuzie, 0,3 mm;
c—strat, 0,05 mm; difuzie, 0,3 mm



a



b

Fig. 3. Distribuția durității spre miez

Determinarea durității. Pentru determinarea durității s-a utilizat un microdurimetru cu un diamant cu unghi la vîrf de 120°.

Tabelul 5 prezintă durităţile masei de bază, iar figura 3 prezintă duritatea de la suprafaţă spre miez, pentru fiecare probă.

Tabelul 5

Durităţile masei de bază a epruvetelor

Nr. probei	Duritate, μH_v	Adîncime
1	270—285	0,100
2	290—300	0,100
3	290—310	0,100

Măsurătorile s-au făcut cu o greutate de 100 g. Pentru valorile durităţii de la suprafaţa activă (nitrurată) spre miez, s-a preferat reprezentarea grafică datorită multitudinii de date.

În figura 2 se prezintă grafic variaţia durităţii de la suprafaţa activă spre miez.

Se constată că valorile maxime ale durităţii se obţin pe suprafaţa activă prin nitrurare ionică (*1*—824; *2*—774; *3*—714, faţă de cea Tenifer: *1*—464; *2*—514; *3*—573).

Concluzii

S-a relevat influenţa elementelor de aliere (cupru, nichel) asupra comportării fontelor la tratamentele de îmbogăţire a suprafeţei cu azot, respectiv CN, şi asupra proprietăţilor lor.

Mărirea concentraţiei de cupru şi nichel a dus la o perlitizare mai pronunţată a masei de bază, lucru relevat de creşterea durităţii acesteia. Alierea cu cupru şi nichel duce la o creştere a adîncimii de pătrundere a azotului.

În cazul unui conținut ridicat de cupru, această adîncime este mai accentuată decît în cazul măririi conținutului de nichel.

În ceea ce privește deformarea apărută în timpul tratamentului, se observă ovalizarea mai pronunțată a bucșelor de cilindru la procedeul Tenifer.

Creșterea procentului de nichel a dus la o mărire mai accentuată a adîncimii de difuzie a elementelor de îmbogățire față de variația acestei adîncimi obținută prin creșterea procentului de cupru.

Avînd în vedere diferența în comportarea la uzură a probelor, se consideră că prin nitrurarea ionică a bucșelor de cilindru se poate obține o prelungire cu pînă la 67% a duratei de funcționare a motoarelor dotate cu astfel de bucșe, fiind dovedită rentabilitatea introducerii tratamentului de îmbogățire a suprafețelor cu azot.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 12, 1984

Cercetarea procesului de formare a cocsului și căile de perspectivă ale obținerii acestuia, p. 17 — Obținerea cocsului nemetalurgic în cuptoarele cu cuvă, p. 19 — Conținutul de sulf al cocsului nemetalurgic din cărbuni de Ceremhovsk din bazinul Irkutsk, p. 24 — Studierea structurii curenților de aburi și gaze în spațiul de sub bolta cuptorului circular cu încălzire directă, p. 26 — Obținerea de hidrocarburi aromatice pe baza materiei prime cocsochimice, p. 29 — Curățarea substanțelor aromatice din industria cocsochimică, prin metoda topirii zonare, p. 34 — Analiza rapidă a conținutului de sulf și de cenușă al cărbunilor, p. 42 — Rotoare combinate la suflantele cu gaze de cocserie, p. 44 — Cerințe față de automatizarea complexelor și instalațiilor tehnologice de la fabricile de îmbogățire a cărbunelui, p. 45 — Mecanism de strîngere a resturilor de cocs, p. 47.

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1984

Crearea și introducerea unui distribuitor rotativ automat de încărcare la furnalele mari, p. 5 — Fabricarea oțelului de convertizor de calitate superioară pentru cordul metalic, p. 8 — Reducerea capacității de absorbție a energiei în producția de oțel, p. 11 — Creșterea rezistenței la frig a oțelului 20 prin dezoxidarea complexă la vidare, p. 15 — Micșorarea capetelor șutate ale lingourilor prin utilizarea unor maselotiere de construcție nouă, p. 20 — Rezerve de economisire a lingotierelor, p. 23 — Elaborarea în cuptorul cu inducție deschis a oțelului austenitic cu conținut limită de azot, p. 24 — Studierea siguranței procesului tehnologic de obținere a măruntului de ferosiliciu, p. 26 — Eficiența lărgirii sortimentelor de laminate economice, p. 27 — Asimilarea laminării tablelor groase cu asimetrie rapidă pe laminorul 3600, p. 31 — Îmbunătățirea calității bilelor și creșterea rezistenței la uzură a cilindrilor laminorului de bile 1040, p. 33 — Cercetarea autooscilațiilor în liniile principale ale laminoarelor în cazul laminării în cilindri cu dezalinierea forțată a vitezelor, p. 35 — Influența conținutului de grăsime a emulsiei asupra ritmicității funcționării liniei de laminare la rece, p. 38 — Modificarea neuniformității grosimii peretelui în secțiunile transversale ale țevilor fără sudură, în cazul laminării la rece pe un laminor în pas de pelerin, p. 39 — Utilizarea oțelului cu carburi la sculele pentru trefilare, p. 42 — Natura defectelor superficiale, p. 43 — Influența laminării controlate asupra caracterului degradării oțelurilor cu conținut mic de perlită pentru țevile sudate cu diametru mare, p. 51 — Morfologia și structura metalografică a particulelor aliate de pulbere pulverizată, p. 56 — Unele direcții ale dezvoltării organizatorice a unei întreprinderi metalurgice mari, p. 59 — Formarea portofoliului lunar de comenzi pentru laminoarele de tablă, p. 63 — Regimuri de încălzire și de tratament termic la fabricarea osiilor de cale ferată, p. 65 — Progresul tehnico-științific și protecția mediului înconjurător la Combinatul metalurgic Novo-Lipețk, p. 68 — Protecția mediului ambiant la Combinatul metalurgic Cerepoveț, p. 70 — Mărirea eficienței protecției atmosferei de emanațiile de praf și gaze de la cuptoarele tandem de elaborare a oțelului, p. 72 — Epurarea gazelor cu filtre electrice de la cuptoarele Martin, p. 76 — Modelarea dispozitivelor pentru captarea emanațiilor de la agregatele metalurgice, p. 78 — Automatizarea proceselor de producție și de comandă în siderurgia țărilor membre ale C.A.E.R. și R.S.F.I., p. 80 — Controlul cu ultrasunete a calității corpurilor metalice de la obiectivele siderurgice, p. 82.

Prof. dr. ing. N. Popescu
și ing. Mihaela Isac
Institutul politehnic — București

Unele considerații tehnologice privind elaborarea, turnarea și tratamentele termice aplicate pieselor turnate din oțeluri slab aliate cu crom, nichel și molibden

CZ: 621.746:669.15—194.2

Numeroase cercetări și experiența practică acumulată în alierea oțelurilor turnate în piese au demonstrat că asocierea optimă de caracteristici mecanice de rezistență, tenacitate și ductilitate se obține numai prin respectarea anumitor condiții legate de elaborare, turnare și aplicarea unor tratamente termice adecvate.

Dintre combinațiile de elemente de aliere posibile de utilizat, cea mai largă răspîndire o are alierea simultană cu crom, nichel și molibden în proporții caracteristice alierii slabe, elemente care aflate împreună în compoziția oțelurilor contribuie la creșterea călibilității și la asigurarea unei ductilități satisfăcătoare la rezistențe mecanice ridicate.

Compoziții chimice tipice pentru oțelurile Cr—Ni—Mo turnate în piese

Majoritatea oțelurilor Cr-Ni-Mo turnate în piese au conținuturi de carbon relativ scăzute (0,20—0,40%C, cel mai frecvent 0,25—0,35% C), impuse de necesitatea de a le asigura unele caracteristici tehnologice (sudabilitate, așchiabilitate), precum și un nivel corespunzător de ductilitate (mai ales la temperaturi coborîte).

Elementele utile permanent însoțitoare se mențin în limitele impuse de tehnologiile de elaborare (0,5—0,8% Mn; 0,3—0,5% Si), iar elementele de aliere, în limite relativ largi (Cr = 0, 40—1,70%; Ni = 0, 6—1,8%; Mo = 0,20—0,40%), în funcție de călibilitate și caracteristicile mecanice necesare în exploatare.

Din punct de vedere al compoziției chimice, se utilizează pe scară largă patru clase de oțeluri, care se diferențiază prin conținutul de carbon echivalent, determinat de relația:

$$C_{ech} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{10} + \frac{Ni}{20} + \frac{Mo}{5} \qquad (1)$$

În tabelul 1 sînt prezentate cîteva mărci de oțeluri Cr—Ni—Mo standardizate în unele țări industriale (inclusiv în R.S.R.), grupate după cum urmează, în funcție de C_{ech} și caracteristicile de sudabilitate și călibilitate, care

Tabelul 1

Compoziții chimice tipice pentru oțeluri Cr—Ni—Mo turnate în piese

Grupa	Nr. crt.	Marca oțelului	Compoziția chimică de bază, %								C_{ech} mediu
			C	Si	Mn	$S_{max.}$	P_{max}	Cr	Ni	Mo	
I	1	GS-25CrNiMo4	0,22—0,29	0,3—0,5	0,6—1,0	0,025	0,025	0,8—1,2	0,8—1,2	0,2—0,3	0,58
	2	AiSi8630	0,28—0,33	0,4—0,6	0,7—0,9	0,044	0,04	0,4—0,6	0,4—0,7	0,15—0,25	0,55
II	3	AiSi4330	0,28—0,33	0,4—0,6	0,55—0,90	0,04	0,04	0,7—0,9	1,65—2,0	0,2—0,3	0,64
	4	4330 Modif.	0,30	0,50	0,60	0,04	0,04	0,90	1,90	0,40	0,67
	5	T35MoCrNi08	0,30—0,40	max. 0,45	0,5—0,8	0,03	0,03	0,6—1,0	0,6—1,0	0,15—0,25	0,63
III	6	T30MoCrNi14	0,25—0,35	0,20—0,45	0,4—0,9	0,04	0,04	1,3—1,6	1,3—1,6	0,2—0,3	0,71
	7	30XHML	0,28—0,35	0,4—0,6	0,5—0,8	0,04	0,04	1,3—1,6	1,3—1,6	0,20—0,35	0,72
IV	8	GS30NiCrMo8,5	0,27—0,34	0,3—0,5	0,6—1,0	0,025	0,025	1,1—1,4	1,8—2,1	0,3—0,4	0,77

depind direct de această caracteristică globală de compoziție chimică :

- grupa *I* : C_{ech} = 0,54—0,58% ; sudabilitate bună, călibilitate satisfăcătoare ;
- grupa *II* : C_{ech} = 0,59 — 0,65% ; sudabilitate satisfăcătoare, călibilitate moderată ;
- grupa *III* : C_{ech} = 0,66— 0,72% ; sudabilitate moderată, călibilitate bună ;
- grupa *IV* : C_{ech} = 0,73—0,80% ; sudabilitate scăzută, călibilitate ridicată.

Alte elemente care pot fi folosite la alierea oțelurilor Cr—Ni—Mo sînt vanadiul (0,03—0,08% V) și borul (0,002—0,004%B), ambele mărind călibilitatea dar avînd și efecte negative : vanadiul poate duce la durificarea dispersă și la fragilizarea în cursul revenirii înalte, iar borul accentuează tendința spre rupere fragilă, dacă nu este bine dozat.

Un rol deosebit de important îl au elementele însoțitoare nocive (impuritățile) ; S, P, Sb, Sn, As, care influențează ductilitatea chiar în proporțiile foarte mici în care ajung în oțel.

Sulful influențează negativ gîtuirea la rupere și reziliența prin formarea de sulfuri de tip *II* (intergranulare, discontinue, în lănțișoare), atunci cînd depășește 0,025% S. Indiferent de modul de elaborare, creșterea conținutului de sulf este însoțită de scăderea — practic liniară — a gîtuirii și rezilienței, după relații de tipul :

$$Z = 60 - 100\%\ S, \qquad \% \qquad (2)$$

$$KCU = 65 - 90\%S, \qquad J/cm^2 \qquad (3)$$

Relațiile (2) și (3) au fost determinate în oțeluri cu conținut scăzut de fosfor ($P = 0{,}010 \pm 0{,}02\%$).

Influența sulfului se manifestă numai în prezența altor impurități (P, Sb) sau gaze (hidrogen).

Fosforul are o influență mai redusă decît a sulfului, la același conținut sau la conținuturi apropiate, dar accentuează influența sulfului ; el trebuie menținut în limite inferioare, 0,02% P.

Stibiul influențează negativ ductilitatea, prin formarea unui compus definit cu distribuție interdendritică, observabilă de la conținuturi de peste 0,05% Sb [1].

Staniul și arsenul au efecte fragilizante proprii și accentuează inflența negativă a sulfului. Ele trebuie menținute în proporții foarte reduse (Sn ⩽ 0,025% ; As ⩽ 0,02%), ceea ce impune un control riguros al materialelor de șarjare.

Toate elementele sub formă de gaze (O, N, H), ca și alte gaze care apar în procesul de elaborare și se dizolvă în oțelul lichid duc la apariția de microporozități în piesele turnate, care micșorează toate caracteristicile mecanice [2], (fig. 1). În afară de producerea porozității, elementele gazoase au și alte efecte dăunătoare caracteristicilor de plasticitate și ductilitate ; oxigenul formează incluziuni nemetalice (care accentuează efectul porozității), azotul este un consumator de aluminiu de dezoxidare (el

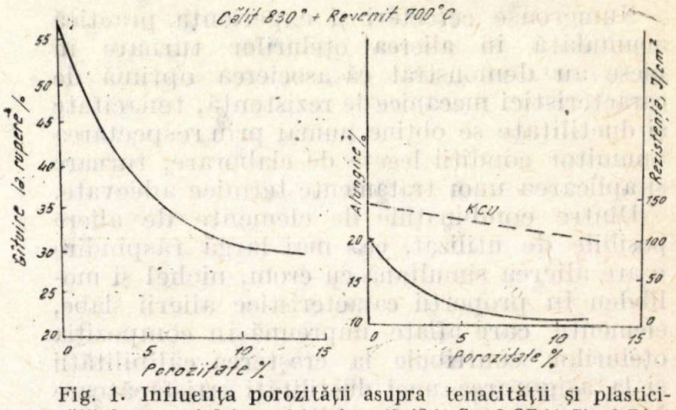


Fig. 1. Influența porozității asupra tenacității și plasticității la un oțel turnat în piese (0,42% C ; 0,27% Si ; 0,74% Mn ; 1,0% Cr ; 0,11% Ni ; 0,34%Mo ; 0,009%S ; 0,015%C ; 0,009%Al)

formînd nitrura de aluminiu intergranulară care duce la ruperea pietroasă) [3], hidrogenul în proporții mici mărește susceptibilitatea de fisurare la călire, iar în proporții mai mari, poate duce la formarea fulgilor.

Eliminarea completă a impurităților și gazelor, fiind practic imposibilă, ele trebuie să fie neutralizate prin procedee tehnologice de elaborare și turnare, cum sînt : folosirea de zgure adecvate pentru defosforare și desulfurare, dezoxidarea complexă, turnarea cu degazare în jet sau în vid etc.

Folosirea măsurilor tehnologice de elaborare și turnare este imperios necesară, deoarece tratamentele termice finale nu pot da rezultatele scontate decît dacă sînt aplicate la piese cît mai compacte și lipsite de concentratori de tensiuni de orice natură (inclusiv macro- și microscopică).

Metode tehnologice pentru îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale oțelurilor Cr—Ni—Mo turnate în piese

Ca metode de elaborare și turnare se recomandă :

— Elaborarea în cuptor electric cu căptușeală bazică.

— Folosirea unei încărcături cu Cu ⩽ 0,25% ; As ⩽ 0,02% ; Sn ⩽ 0,025%.

— Topirea la un conținut de carbon cu cel puțin 0,5% mai mare decît cel final.

— Temperatură de turnare cu numai 50—80°C peste temperatura lichidus.

— Dezoxidarea inițială cu zgură reducătoare, feromangan și ferosiliciu sau cu un dezoxidant complex (SiCaMg).

— Dezoxidarea finală cu aluminiu, ținînd seamă de conținutul de azot al topiturii, astfel încît să se obțină 0,03—0,05% Al rezidual [4]. La conținuturi prea mici apar porozități, iar la conținuturi prea mari se formează nitrură de Al intergranulară. Un adaos de 400 g Ti/t de oțel în oala de turnare evită formarea nitrurilor intergranulare [5].

— Solidificarea unidirecțională (dirijată), prin folosirea de răcitori metalici pe suprafețele pereților ce trebuie să fie compacți, în așa fel încît să rezulte o macrostructură columnară în pereții respectivi (fig. 2).

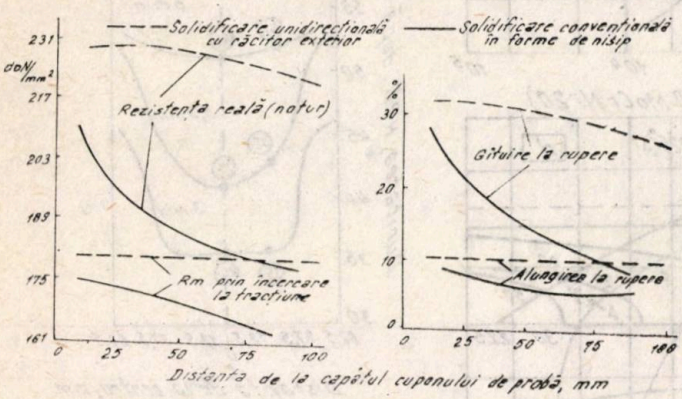


Fig. 2. Influența solidificării unidirecționale asupra caracteristicilor de rezistență și de ductilitate la un oțel cu 0,3%C; 0,8%V; 0,5%Mo; 2,8%Ni; 0,08% Al

Rolul tratamentelor termice în obținerea caracteristicilor mecanice

Tratamentele termice posibile de aplicat sînt: recoacerea de omogenizare, recoacerea de regenerare și tratamentele finale: normalizare+revenire sau îmbunătățire.

Recoacerea de omogenizare parțială (la temperaturi de 1 050—1 100°C) îmbunătățește raportul $R_{p0,2}/R_m$, alungirea și gîtuirea la rupere și rezilienta.

Recoacerea de regenerare se poate aplica în mai multe variante:

a) după turnare, în varianta recoacere completă, cu răcire în cuptor pînă la 400°C și detașarea maselotelor și rețelelor în stare caldă;

b) după recoacerea de omogenizare parțială și detașarea maselotelor și rețelelor, în varianta recoacere de normalizare;

c) după recoacerea completă și detașarea maselotelor și rețelelor, dacă grăuntele austenitic nu a fost suficient finisat;

d) după prima normalizare (la temperatură mai ridicată, în absența omogenizării) se poate aplica a doua normalizare.

La variantele *b*, *c*, *d* este necesară aplicarea ulterioară a recoacerii subcritice.

Tratamentele termice finale se pot executa în două variante:

a) normalizare + revenire înaltă;

b) îmbunătățire.

Cele mai bune rezultate pentru caracteristicile mecanice de care depinde fiabilitatea pieselor ($R_{p0,2}$, raportul $R_{p0,2}/R_m$, gîtuirea la rupere, ductilitatea) se obțin prin îmbunătățire. Dezavantajele îmbunătățirii față de normalizare + revenire sînt complicațiile și riscurile mai mari în realizarea practică, pretențiile mai mari pentru controlul parametrilor tehnologici și o mai redusă prelucrabilitate prin așchiere.

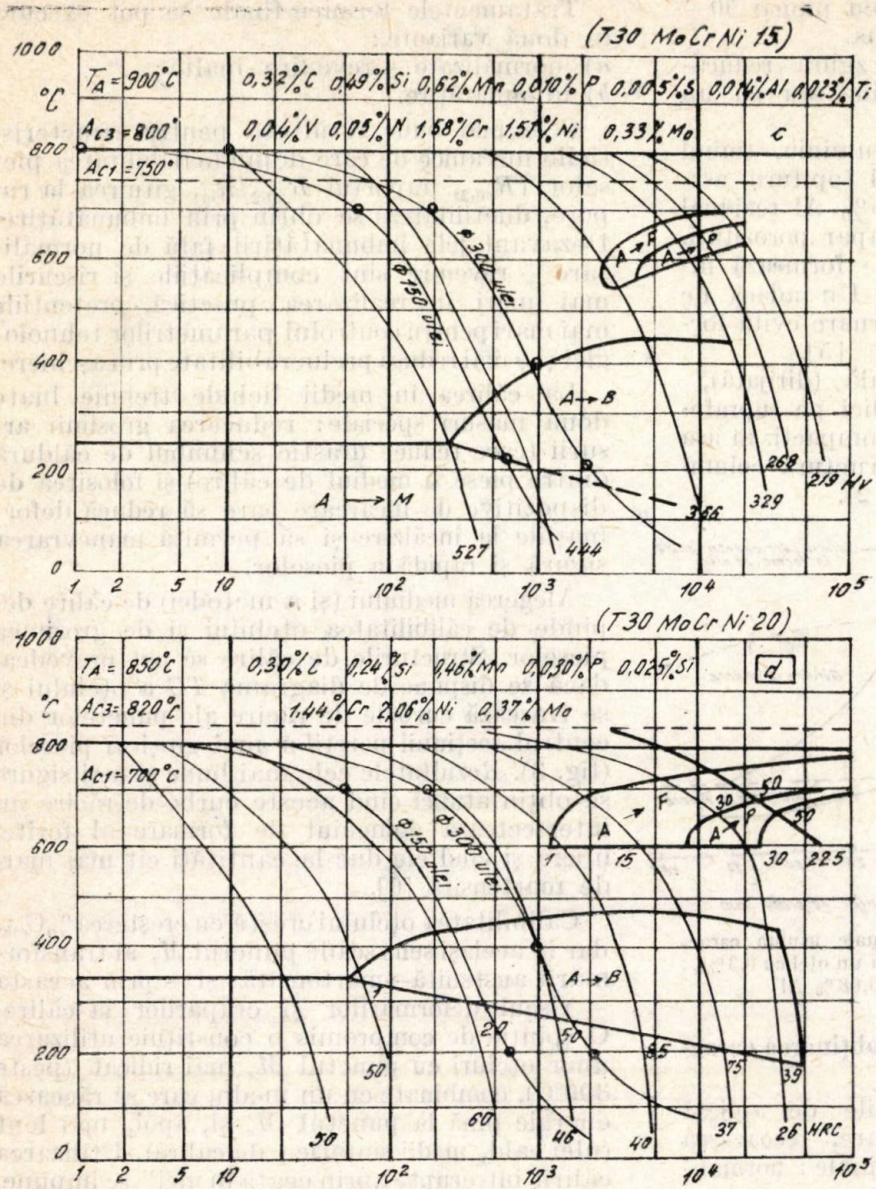
La călirea în medii lichide trebuie luate două măsuri speciale: reducerea grosimii arsurii (care reduce drastic schimbul de căldură dintre piese și mediul de călire) și folosirea de dispozitive de încărcare care să reducă deformațiile la încălzire și să permită manevrarea sigură și rapidă a pieselor.

Alegerea mediului (și a metodei) de călire depinde de călibilitatea oțelului și de grosimea pieselor. Structurile de călire se pot prevedea, dacă se dispune de diagrama *TC* a oțelului și se trasează curbele de răcire ale punctelor din centrul secțiunii pereților mai groși ai pieselor (fig. 3). Rezultatele cele mai bune și mai sigure se obțin atunci cînd aceste curbe de răcire nu intersectează domeniul de formare al feritei libere și cînd ele duc la cantități cît mai mari de martensită [6].

Călibilitatea oțelului crește cu creșterea $\%C_{ech}$, dar în același sens scade punctul M_s al transformării austenită→martensită și — prin aceasta — riscul deformărilor și crăpărilor la călire. O soluție de compromis o constituie utilizarea unor oțeluri cu punctul M_s mai ridicat (peste 300°C), combinate cu un mediu care să răcească energic pînă la punctul M_s și, apoi, mai lent (ulei cald, medii sintetice de călire). Utilizarea călirii întrerupte „prin ceață în ulei" se impune, de cele mai multe ori, la piesele groase (cu grosimi de perete de peste 100 mm) [7] (fig. 4).

Revenirea descompune martensita și bainita de călire și elimină tensiunile de călire, asigurînd — în acest fel — obținerea setului de caracteristici mecanice la valorile impuse. În acest scop, temperatura de revenire trebuie să depășească 525°C, temperatură la care se poate instala fragilitatea de revenire înaltă, dar să nu treacă de 650°C, temperatură de la care se poate instala fragilitatea prin procese de precipitare submicroscopică a carburilor, nitrurilor sau carbonitrurilor de elemente de aliere (în special vanadiu).

Numai în cazul în care sînt necesare rezistențe foarte mari (peste 140 daN/mm²) trebuie să se recurgă la revenirea la temperaturi mai coborîte (200—250°C), pentru oțelurile cu siliciu normal sau de 350—400°C pentru cele aliate cu cca 1,5%Si.



← Fig. 3. Diagrama *TC* a oţelurilor Cr-Ni-Mo turnate în piese

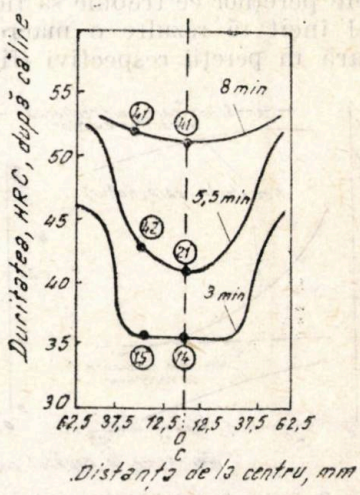


Fig. 4. Variaţia durităţii după călire întreruptă ceaţă/ulei în secţiunea unei piese cu diametrul 125 mm [7]: 3; 5,5; 8 min reprezintă duratele de aspersiune cu ceaţă; cifrele încercuite — valoarea rezistenţei la şoc kV la −40°C după revenire înaltă, J; compoziţia oţelului: 0,32%C; 1,2% Mn; 0,45% Si; 0,027%P; 0,028%S; 1%Cr; 0,87%Ni; 0,47%Mo

Concluzii

Din studiul efectuat asupra oţelurilor de tip Cr-Ni-Mo turnate în piese se desprind următoarele concluzii principale:

— compoziţia chimică optimă este aceea care asigură un conţinut de carbon echivalent de 0,60—0,65%, un punct $M_s = 320-380$°C şi un diametru critic ideal $D_I \geqslant 200$ mm;

— considerînd constante conţinuturile medii de Si, Mn, Mo (0,4%Si; 0,6% Mn; 0,3%Mo) şi punctajul mărimii de grăunte austenitic ($N = 5$) şi notînd $X = \%C$; $y = \%Cr$; $z = \%Ni$, se poate forma sistemul de ecuaţii:

$$2x + 2y + z = 10 \text{ (pentru } C_{ech} = 0,65)$$

$$474x + 17(y + z) = 185 \text{ (pentru } M_s = 350°C)$$

$$79x(1 + 2,33y + 0,52z + 0,64yz) = 240 \text{ (pentru } D_{cr,ulei} = 200 \text{ mm, ceea ce corespunde la } D_I = 240 \text{ mm).}$$

Rezolvînd acest sistem de ecuaţii se obţin valorile rotunjite 0,30%C; 1,25%Cr şi 1,50% Ni, care încadrează compoziţia chimică astfel obţinută în limitele specifice oţelurilor Cr-Ni-Mo de mare călibilitate şi rezilienţă;

— tratamentul termic preliminar trebuie să includă omogenizarea joasă (1 100—1 150°C) şi regenerarea prin normalizare sau dublă normalizare, variante capabile să pregătească în mod corespunzător structura în vederea călirii;

— tratamentul termic final va fi cel de îmbunătăţire cu călire în ulei — eventual călire întreruptă ceaţă/ulei, dacă se găsesc instalaţiile necesare — şi revenire în intervalul 550—650°C, în funcţie de complexul de caracteristici mecanice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Castro, R. şi Gueussier, A. *La fragilité des aciers spéciaux à l'état brut de coulée. Influences des impuretés.* Rev. de Métallurgie, Franţa, febr., 1960.

[2] Crouzatief, T., Ia. *Comparaison entre acier moulé, forgé et pressé.* În: Fonderie, Franţa, 1975, p. 347.

[3] Hansen, O. ş. a. *Studio microfractografica sul fenomeno della fragilità nei getti di acciaio al carbonio.* În: La Fonderia Italiana, Italia, vol. 21, nr. 5, 1972.

[4] Satov Iş. a. *Usloviia obrazovaniia i licvidaţiia sitovidnoi poristosti.* În: Liteinoe proizvodstovo, U.R.S.S., nr. 8, 1974.

[5] Achtelik, K. şi Jürgen, M. M. *Heat Treatable Cast Steel for Section Size over 100 mm.* Comunicare, Düsseldorf, mai, 1977.

[6] Bandel, G. şi Haumer, H. C. *On the Calculation of Through — Hardenability for Heavy Forginys.* În: Stahl und Eisen, R.F.G., 84, 1964.

[7] x x x *Designing with High-Strength Steel Castings.* Amax, 1965.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 11, 1984

Influenţa proprietăţilor metalurgice ale aglomeratului asupra indicatorilor elaborării în furnal, p. 12 — Cercetarea caracteristicilor de înmuiere a materialelor de încărcătură pentru furnal, p. 14 — Perfecţionarea tehnologiei de desulfurare a fontei în flux, p. 16 — Modernizarea utilajului de la fabricile de aglomerare, p. 17 — Stabilirea regimului termic optim al cuptorului Martin, care funcţionează cu încărcătură solidă, p. 20 — Perfecţionarea tehnologiei de fabricaţie a electrozilor pentru retopirea electrică sub vid, p. 23 — Elaborarea şi utilizarea amestecurilor zgurifiante inflamabile pentru turnarea pe sus a oţelului, p. 24 — Deshidratarea şlamurilor din epuratoarele de gaze de la convertizoarele cu oxigen, p. 25 — Perfecţionarea tehnologiei de montare a închizătoarelor cu sertar de tip cu pîrghie şi arc, p. 27 — Calibrarea raţională a cilindrilor pentru laminare la cald a profilelor fasonate din oţel, p. 28 — Aparat de măsurare a lungimii curente a laminatului în mişcare, p. 30 — Micşorarea consumului de muncă la fabricarea discurilor de la ferăstraiele metalurgice, p. 31 — Prelucrarea şanfrenului la ţevile de gazlift, p. 33 — Epurarea gazelor de la cuptoarele de elaborare a oţelului electric în ţevi Venturi cu fante, p. 45 — Modelarea matematică a condiţiilor de muncă în metalurgie, p. 47.

Metallurg, U. R. S.S .S., nr. 12, 1984

Progresul tehnic şi reconstrucţia — căi de creştere a productivităţii şi a eficienţei muncii, p. 4 — Serviciul de informare tehnică la Combinatul siderurgic Magnitogorsk, p. 6 — Introducerea roboţilor la Combinatul siderurgic Magnitogorsk, p. 7 — Experienţa organizării activităţii privind dotarea cabinetelor tehnice de şcolarizare a lucrătorilor, p. 12 — Reconstrucţia furnalului de 1310 m^3, p. 13 — Perfecţionarea planificării timpului de funcţionare a furnalelor, p. 16 — Modernizarea macaralelor pentru depozitele de fontă rece, p. 18 — Îmbunătăţirea calităţii tablei din oţel, p. 21 — Accelerarea procesului de formare a zgurei în cuptorul Martin, p. 22 — Elaborarea aliajelor de nichel în cuptorul electric cu arc de 40 t, p. 23 — Instalaţie pentru determinarea conţinutului de siliciu în oţelurile electrotehnice, p. 25 — Măsurarea continuă a temperaturii oţelului în oală, în timpul turnării, p. 26 — Creşterea preciziei capetelor benzilor pe laminorul continuu de laminare la cald, p. 29 — Eficienţa fabricării roţilor pentru macarale, p. 31 — Utilaj şi tehnologie de tragere în colaci pe un dorn a ţevilor din oţel pentru transportul combustibilului, p. 32 — Îmbunătăţirea construcţiei calibrului cilindrilor de lucru, p. 34 — Transformator cu tiristori pentru alimentarea independentă a bobinelor de cîmp de la două maşini sincrone, p. 35 — Reducerea cheltuielilor de producţie la îndepărtarea defectelor de suprafaţă ale sleburilor şi blumurilor la ajustare, p. 38.

Studiul magnetismului unor aliaje ale fierului prin spectroscopie Mössbauer

Dr. chim. Al. Cecal și chim. Gabi Ianeu
Institutul politehnic — Iași

CZ : 538.1: 669.12

Dintre multiplele aplicații ale efectului Mössbauer, deosebit de importante sînt atît determinările proprietăților magnetice ale metalelor pure, cît și ale aliajelor acestora.

Teoria elementară a efectului Mössbauer

Este cunoscut faptul că atomii pot să absoarbă fotoni a căror energie corespunde cu diferența de energie dintre două niveluri electronice vecine; în urma acestui fapt, atomii trec din starea energetică fundamentală într-una excitată, de unde vor reveni apoi după un timp dat, în starea inițială. Fenomenul respectiv poartă denumirea de rezonanță sau fluorescență optică.

O astfel de rezonanță ar fi posibilă și la nivel nuclear, cînd un nucleu oarecare absoarbe rezonant o cuantă gama a cărei energie este egală cu diferența dintre două niveluri nucleare vecine din cadrul nucleului considerat. După un timp de $10^{-10}-10^{-13}$ s, nucleul astfel excitat va reemite radiația gama absorbită anterior și va reveni în starea energetică fundamentală.

Încercările experimentale în ceea ce privește punerea în evidență a acestui fenomen de absorbție rezonantă a cuantelor gama de către nucleele atomice au fost fără rezultat, datorită faptului că nu s-a luat în seamă energia de recul ce apare la absorbția și reemisia acestor radiații de către nucleele date [1]—[6].

Energia de recul imprimată nucleului (de masă M) de către radiația gama respectivă (avînd energia E_γ) se calculează cu relația:

$$E_R = \frac{1}{2} Mc^2 = \frac{p^2}{2M} = \frac{E_\gamma^2}{2Mc^2}, \qquad (1)$$

unde p este impulsul fotonului respectiv, iar c este viteza luminii.

Dacă E_N este diferența de energie dintre două niveluri energetice nucleare, atunci energia radiației gama emise de nucleu va fi:

$$E'_\gamma = E_N - E_R \qquad (2)$$

pe cînd energia radiației gama absorbite de același nucleu este:

$$E''_\gamma = E_N + E_R \qquad (3)$$

În cazul emisiei și absorbției rezonante a cuantelor gama de către nucleu, în absența reculului nuclear este valabilă egalitatea:

$$E''_\gamma = E'_\gamma \qquad (4)$$

dar cum în realitate este semnalat un astfel de recul: $E''_\gamma \neq E'_\gamma$ și conform relațiilor (2) și (3), rezultă:

$$E''_\gamma - E'_\gamma = 2\ E_R \qquad (5)$$

Pe de altă parte, energia unui nivel energetic nuclear excitat (cu o anumită lărgime naturală) nu poate fi determinată exact cum este cazul energiei nivelului fundamental. Imprecizia determinării unei astfel de energii a stării nucleare excitate se stabilește cu ajutorul relației lui Heisenberg:

$$\Delta E = \frac{\hbar}{\tau}, \qquad (6)$$

unde $\hbar$ este constanta lui Planck, iar τ este timpul mediu de viață a acelei stări excitate. În consecință, linia spectrală a radiației gama emise va avea o lărgime naturală Γ, corespunzătoare nivelului nuclear excitat, adică:

$$\Gamma = \frac{\hbar}{\tau}, \qquad (6')$$

căci $\Delta E = \Gamma$.

Dar $\Gamma = E''_\gamma - E'_\gamma$, iar conform relației (5) ar trebui ca $\Gamma \geqslant 2E_R$, lucru ce nu se confirmă experimental. În acest sens, s-a constatat că energia de recul este mult mai mare decît lărgimea Γ a liniei spectrale a radiației gama emise, de unde imposibilitatea realizării absorbției și emisiei rezonante a acestor cuante de către nucleele atomice.

Considerațiile anterioare au fost valabile doar în cazul nucleelor aflate în stare de repaus.

În realitate, însă, există o agitație termică a nucleelor atomice (efect Doppler), fapt ce atrage după sine o lărgire a liniei spectrale a radiației gama emise (respectiv absorbite). Deci lărgimea naturală a liniei spectrale (Γ), precum și cea datorată efectului Doppler (Γ_D) vor da o lărgime totală Γ':

$$\Gamma' = \Gamma + \Gamma_D \qquad (7)$$

Aici

$$\Gamma_D = 2\,(E_R \cdot kT)^{1/2} \qquad (8)$$

unde k este constanta lui Boltzmann, iar T este temperatura mediului ambiant. Cum

$kT = 0{,}025$ eV și energia de recul a atomilor este de ordinul de mărime $5 \cdot 10^{-2}$ eV, rezultă că $\Gamma_D = 7 \cdot 10^{-2}$ eV.

În această situație, lărgimea reală a liniei spectrale este aproximativ egală cu energia de recul nucleară, ceea ce permite realizarea condiției de absorbție și emisie rezonantă a radiației gama de către nucleu.

În figura 1 se prezintă liniile spectrale ale radiației gama emise (E'_γ) și absorbite (E''_γ) separat, avînd lărgimea naturală Γ, precum și lărgimile Doppler respective. Deci, pentru

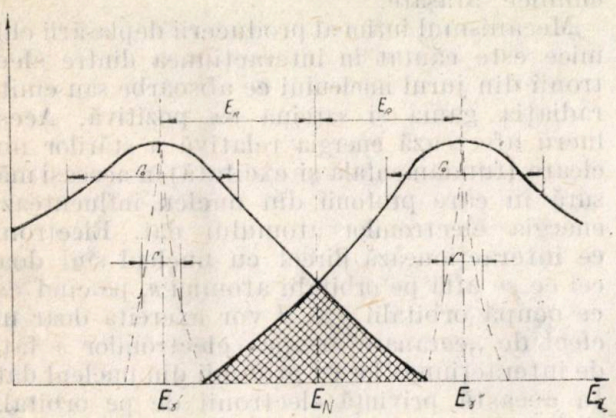


Fig. 1. Deplasarea celor două linii spectrale la emisia și absorbția unei cuante gama datorată reculului nuclear

aceeași stare excitată a nucleului, linia spectrală corespunzătoare radiației gama emise este deplasată față de cea care corespunde radiației gama absorbite. Diferența respectivă este egală cu $2E_R$.

În vederea realizării absorbției sau emisiei rezonante a cuantelor gama de către nuclee, trebuie ca $E''_\gamma = E'_\gamma = E_N$, eliminîndu-se astfel deplasarea dintre liniile spectrale respective, pentru care $\Gamma' = \Gamma$(cu Γ_D foarte mic).

Acest lucru se poate realiza doar micșorînd atît energia de recul a nucleului dat, cît și lărgimea liniei Doppler.

Dacă în locul unui singur nucleu sau al unui grup restrîns de nuclee se ia un cristal (de iridiu, de exemplu, așa cum a făcut Mössbauer) în care se fixează nucleele ce emit și absorb rezonant cuante gama, energia de recul la emisia (sau absorbția) acestor radiații de către nucleele date se va redistribui uniform în toată masa cristalului :

$$E'_R = \frac{p^2}{2 \cdot 10^8 \, M}, \qquad (9)$$

Aici 10^8 reprezintă numărul mediu de nuclee din cadrul cristalului care vor prelua impulsul, respectiv energia de recul la emisia radiațiilor gama ce se transmit apoi în toată masa cristalului ca o undă progresivă. Astfel, energia de recul relația (9) preluată de cristal este mult mai mică decît cea corespunzătoare relației (1), pentru un singur nucleu. Mai mult, răcind cristalul absorbant la o temperatură scăzută (88 K), se micșorează corespunzător lărgimea liniei Doppler :

$$\Gamma_D = 2(E_R \cdot kT)^{1/2} = 2\,(5 \cdot 10^{-10} \cdot 0{,}0075)^{1/2} =$$

$$= 4 \cdot 10^{-6} \text{ eV}.$$

În acest fel se ajunge ca lărgimea naturală a liniei spectrale corespunzătoare unei cuante gama să fie ceva mai mare decît lărgimea Doppler și mult mai mare decît energia de recul :

$$\Gamma_D < \Gamma \gg E'_R$$

Pentru ridicarea unui spectru Mössbauer, se folosește o instalație ca cea redată în figura 2. Pe un disc rotitor se găsește sursa (S) ce emite radiații gama. Aceste radiații trec printr-un canal foarte îngust făcut prin peretele de plumb, după care vor ajunge pe substanța absorbantă. Cele ce n-au fost reținute aici vor fi detectate de către detectorul D (contor proporțional, detector de scintilație cu cristal de NaI/Tl sau cu cristal Ge—Li). Atît sursa, cît și absorbantul (A) sînt menținute la o temperatură joasă (88 K) cu ajutorul cristalelor C_1 și C_2.

În vederea obținerii unei absorbții rezonante a radiațiilor gama în A, care să corespundă condiției de rezonanță $E''_\gamma = E'_\gamma = E_N$, este necesar să se varieze într-un fel energia acestor radiații emise de sursa (S). Acest lucru este posibil deplasînd sursa (de pe disc) cu o anumită viteză față de absorbant. În acest fel, viteza imprimată discului este proporțională cu variația de energie ΔE_γ a radiațiilor gama emise inițial de sursă cu energia E_γ :

$$v = c \frac{\Delta E'_\gamma}{E'_\gamma} \qquad (10)$$

Astfel, la diferite viteze de rotație a discului se înregistrează diferite intensități ale radiațiilor gama în detectorul D. Pentru o anumită viteză, însă, se constată o intensitate minimă a radiațiilor gama înregistrate în detector, deci, în acest caz, s-a atins absorbția maximă de rezonanță a cuantelor gama de către nucleele absorbante : $E''_\gamma = E'_\gamma$.

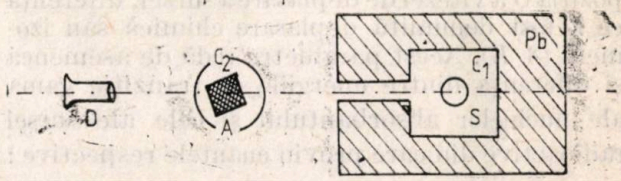


Fig. 2. Instalația pentru evidențierea practică a efectului Mössbauer

Dacă se reprezintă grafic $I = f(v)$, rezultă un spectru „de viteză" Mössbauer, asemănător cu cel indicat în figura 3, pentru compusul chimic : $K_3[Fe(CN)_6]$.

Ca surse gama se aleg radioizotopi cu perioade de înjumătățire cît mai lungi, care, dezintegrîndu-se alfa sau beta, produc nuclee excitate ce vor trece, după un timp foarte scurt, în starea fundamentală, emițînd cuante

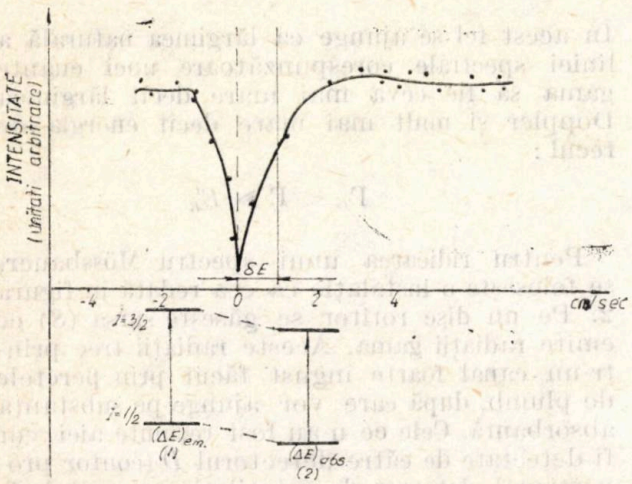


Fig. 3. Spectrul Mössbauer pentru hexacianoferatul de potasiu. În partea de jos s-au figurat cele două niveluri nucleare, între care apare un transfer de energie, ca urmare a emisiei respectiv absorbției unei radiații gama. δE este deplasarea izomeră

gama slabe (de ordinul KeV), care sînt utilizate în spectroscopia Mössbauer. Astfel de surse pot fi : $^{57}_{27}Co$ (β^+ $^{57}_{26}Fe^*$ în stare excitată) pentru compuși sau aliaje ale fierului, $^{191}_{76}Os$ (β^- $^{191}_{77}Ir^*$ în stare excitată) pentru compuși ai iridiului etc. Sursa conține un izotop radioactiv ($^{57}_{26}Fe^*$, $^{191}_{77}Ir^*$ etc.), iar absorbantul (proba de analizat) are în componența sa izotopul stabil al aceluiași element (Fe, Ir etc.).

Datorită faptului că atomii din sursă și din absorbant (cu nuclee interesate în emisia și absorbția rezonantă) au vecini chimici diferiți, condiția de rezonanță apare doar dacă se variază energia cuantelor gama emise (E'_γ) pînă cînd aceasta va fi egală cu diferența de energie dintre două niveluri nucleare vecine ale nucleelor absorbante E_N. Deci $E''_\gamma = E'_\gamma$.

În spectrul respectiv apare ca atare o deplasare a picului maxim de rezonanță față de poziția O a vitezei de deplasare a sursei, diferență ce a fost denumită deplasare chimică sau izomeră (δ E). Acest parametru redă de asemenea și diferența dintre energiile de tranziție gama ale nucleelor absorbantului și cele ale sursei radioactive din care provin cuantele respective :

$$\delta E = \Delta E_{abs} - \Delta E_{em}, \qquad (11)$$

Spre exemplu, pentru complexul $Fe[Fe^{III}(CN)_6]$ din cauză că cei doi ioni de fier în starea de oxidare III au vecini chimici diferiți, într-un spectru Mössbauer efectuat cu un emițător gama de $^{57}_{26}Fe^*$ se constată apariția a două picuri de absorbție rezonantă a cuantelor gama (în loc de unul singur), așa cum se observă în figura 4.

În acest caz, deplasarea chimică δE se ia ca diferență între pozițiile celor două picuri ce corespund nucleelor absorbante ale celor doi atomi de fier Fe^{III} și Fe^{3+}, diferiți ca grupări chimice atașate.

Mecanismul intim al producerii deplasării chimice este căutat în interacțiunea dintre electronii din jurul nucleului ce absoarbe sau emite radiația gama și sarcina sa pozitivă. Acest lucru afectează energia relativă a stărilor nucleare (fundamentală și excitată) în aceeași măsură în care protonii din nucleu influențează energia electronilor atomului dat. Electronii ce interacționează direct cu nucleul sînt doar cei ce se află pe orbitalii atomici s, pe cînd cei ce ocupă orbitalii p și d vor exercita doar un efect de „ecranare" asupra electronilor s față de interacțiunea lor cu protonii din nucleul dat. În această privință electronii de pe orbitalii atomici d au un rol mai profund în această

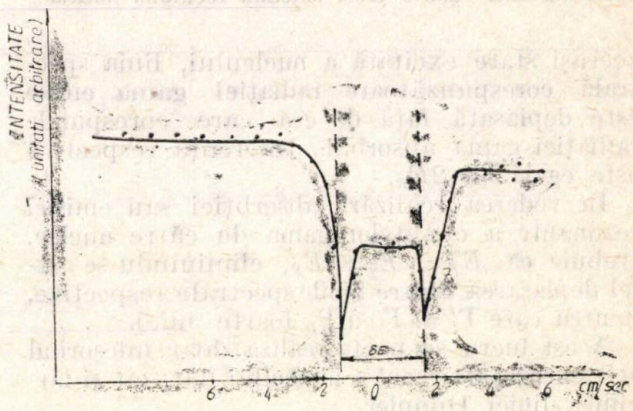


Fig. 4. Deplasarea izomeră în cazul complexului hexacianoferatului feric

ecranare decît cei de pe orbitalii p. Cînd densitatea electronilor d scade, crește densitatea electronilor s (care vor interacționa mai intens cu nucleul) și invers. Descreșterea deplasării chimice δE este echivalentă cu creșterea densității electronilor s și descreșterea densității electronilor d, ultimii fiind utilizați în principal în stabilirea legăturilor chimice (covalentă sau dativă) în combinațiile complexe.

Dacă nucleul absorbant posedă un moment electric de cuadrupol datorat distribuției asimetrice a sarcinilor pozitive nucleare, se va produce o scindare a nivelurilor energetice nucleare în mai multe subniveluri discrete, fapt ce explică structura hiperfină a spectrelor

Mössbauer. Scindarea respectivă depinde atît de mărimea momentului electric de cuadrupol, cît și de gradientul de cîmp electric la nucleu, datorat neechivalenței grupelor chimice atașate atomului dat sau distribuției asimetrice a electronilor de pe orbitalii atomici *d* ai aceluiași atom.

De asemenea, se poate produce o scindare și mai avansată (prin efect Zeeman) a picurilor din spectrul Mössbauer, dacă atomii cu nucleele absorbante sînt introduși într-un cîmp magnetic extern, din cauza divizării în mai multe componente a nivelurilor energetice nucleare în stare excitată. Studiile asupra proprietăților magnetice ale metalelor și aliajelor se bazează tocmai pe acest efect.

Studiul proprietăților magnetice ale unor aliaje ale fierului

Structura hiperfină a spectrelor Mössbauer, datorată scindării liniilor spectrale respective în cîmp magnetic, a fost evidențiată mai ales la compuși și aliaje ale fierului, utilizînd în acest scop radioizotopul $^{57}_{26}Fe^*$. La acest nuclid, primul nivel energetic nuclear excitat este foarte apropiat de cel fundamental, fapt ce explică ușurința efectuării unor astfel de studii bazate pe efectul Mössbauer. Condiții similare pot fi întîlnite și la unii izotopi ai pămînturilor rare.

Din măsurătorile experimentale ale momentelor magnetice nucleare, făcute asupra metalelor pure și asupra aliajelor lor, utilizînd tehnici bazate pe efectul Mössbauer sau pe rezonanța magnetică nucleară, s-au constatat diferențieri [7]—[9]. Astfel Boyle și Hall [10] au studiat magnetismul unor aliaje Fe—Co, Fe—Ni și Cu—Ni (cu impurități de fier), constatînd diferențieri față de magnetismul fierului pur. Rezultatele experimentale obținute sînt prezentate în figura 5, redată în coordonatele de magnetizare relativă în funcție de numărul de ordine (sau concentrația electronică) a celor 4 metale. Din figura 5 se constată o scădere lineară a magnetizării relative pe măsură ce crește numărul de electroni de pe orbitalii atomici *d* ce sînt împerechiați.

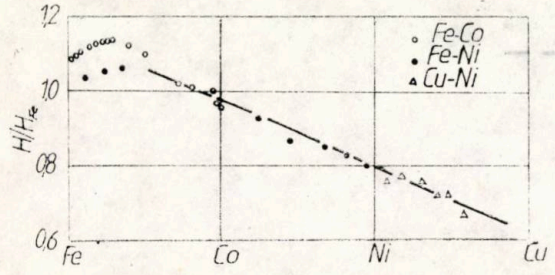


Fig. 5. Variația magnetizării relative în funcție de compoziția unor aliaje în care concentrația electronilor *d* este diferită

În figura 6 se prezintă diagrama Slater-Pauling pentru aliajele unor metale tranziționale, în coordonatele : moment atomic total și concentrație electronică [11]. De aici se constată un maxim al magnetizării per atom de aliaj

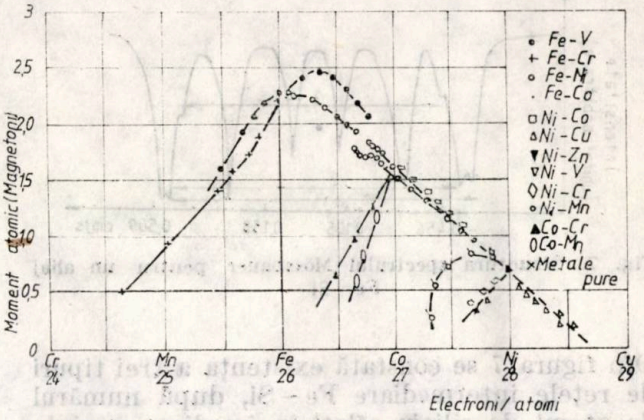


Fig. 6. Diagrama. Slater-Pauling pentru unele aliaje ale metalelor tranziționale

între Fe—Co, ca apoi acest parametru să devină nul pentru un aliaj avînd compoziția : 60% Cu și 40% Ni (cu impurități de fier așezate sub formă de ciorchini de tipul Fe—Fe sau Fe—Ni).

Variația magnetizării per atom de aliaj este explicată prin aceea că la aceste amestecuri fizice, în afară de cazul Ni-Cu, banda de energie *d* proprie aliajului nu este total ocupată cu electroni, iar electronii necuplați cauzează momente magnetice totale diferite de zero. Pentru cazul amestecului 60% Cu—40% Ni (cu impurități de fier), este posibil ca această bandă *d* din aliaj să fie completată integral cu electroni de la cupru, iar momentul magnetic dotat să fie nul. În această situație, momentul magnetic al fierului este anulat. Aceste considerații au fost făcute în baza benzilor de energie Brillouin din rețelele metalice [11].

Diagrama Slater-Pauling se trasează cunoscînd valoarea momentului atomic efectiv H_{ef} (mai exact, cîmpul magnetic efectiv la nucleul de fier din aliaj), determinată cu relația :

$$H_{ef} = 30\,\bar{\mu} + 120\,\mu_{Fe}, \qquad (12)$$

unde $\bar{\mu}$ este momentul magnetic mediu al aliajului și μ_{Fe} este momentul magnetic asociat unui atom de fier.

Se constată o structură hiperfină a spectrelor Mössbauer și în cazul unor aliaje ale fierului „diluate" cu elemente-impurități. Astfel, pentru sistemul Fe—Si, în care acest din urmă element este într-o concentrație de 3,98%, se constată o diminuare a intensității cîmpului magnetic al fierului. Odată cu creșterea cantității de siliciu din acest aliaj se constată dispariția treptată a structurii hiperfine a spec-

trului dat şi o modificare a deplasărilor izomere.

Un spectru Mössbauer pentru un aliaj Fe—Si, în care siliciul se află ca impuritate, se prezintă în figura 7.

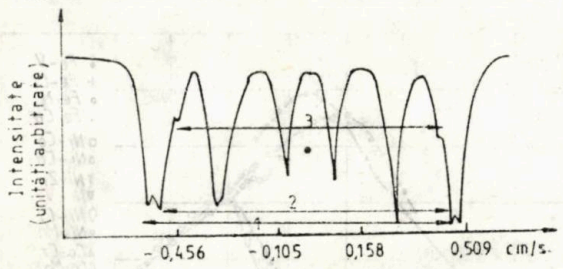


Fig. 7. Structura spectrului Mössbauer pentru un aliaj Fe—Si

Din figura 7 se constată existenţa a trei tipuri de reţele intermediare Fe—Si, după numărul de atomi de siliciu aflaţi în imediata vecinătate a celor de fier, din reţeaua de bază a acestui aliaj, redată de un cub centrat pe feţe. Deplasările izomere (1—3) se schimbă pe măsură ce creşte numărul de atomi de siliciu în reţelele intermediare respective.

Rezultate similare s-au obţinut şi în cazul „impurificării" fierului cu Sn, Ge, Ga, Al, Ti, V, Cr, Mn şi Ru. Acolo unde nu există impurităţi în jurul atomilor de fier, tăria cîmpului magnetic la nucleele fierului este mai mare, iar scindarea liniilor spectrale Mössbauer este mai intensă.

Tot prin efect Mössbauer au fost studiate proprietăţile oţelurilor în funcţie de concentraţia elementelor ce le conţin, C, Si, P, S, metale tranziţionale etc., constatîndu-se modificări ale deformaţiilor plastice sau ale compoziţiei fazelor la diferite temperaturi. Din aceste spectre s-au constatat modificări ale deplasării izomere, precum şi ale structurii hiperfine, în funcţie de parametrii experimentali luaţi în studiu [12]—[15].

Din cele prezentate mai sus se conchide că spectroscopia Mössbauer este o metodă de primă importanţă în determinarea proprietăţilor magnetice şi a structurii aliajelor, fapt ce o recomandă a fi folosită în practica curentă din laboratoarele chimico-metalurgice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mössbauer, R. L. În: *Z. Physik*, R. F. G., 151, 1958, p. 124.

[2] Mössbauer, R. L. În: Z. Naturforsch., R.F.G. 14 a, 1959, p. 211.

[3] Wertheim, G. K. *Mössbauer Effect: Principles and Applications*, Academic Press, New York, S.U.A., 1964.

[4] Goldanski, V. I. şi Herber, R. H. *Chemical Applications of Mössbauer Spectroscopy*. Academic Press, New York, S.U.A., 1968.

[5] Năsăcuţiu T. *Metode radiometrice de analiză*. Editura Academiei R.S.R., Bucureşti, 1971.

[6] Marcu, Gh. *Chimia elementelor radioactive*. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1971.

[7] Wertheim, G. K. În: *Phys. Rev. Letters*, Anglia, 4, 1960, p. 403.

[8] Wertheim, G. K. şi Wernick, J. H. În: Phys. Rev., Anglia, 123, 1961, p. 755.

[9] Preston, R. S., Hanna, S. S. şi Heberle, J. În: Phys. Rev., Anglia, 128, 1962. p. 2207.

[10] Boyle, A. J. F şi Hall, H. E. În: Rev. Progr. Phys., S.U.A., 25, 1962, p. 441.

[11] Bozorth, R. M. *Ferromagnetism*. Van Nostrand, New York, S.U.A., 1951.

[12] Craig, P. P., Negle, D. E., Steyert, W. A. şi Taylor, R. D. În: Phys. Rev. Letters, Anglia, 9, 1962, p. 12.

[13] Stearns, M. B. În: Phys. Rev., Anglia, 129, 1963, p. 1136.

[14] Stearns, M. B. În: Phys. Rev., Anglia, 147, 1966, p. 439.

[15] Barb, D. *Efectul Mössbauer şi aplicaţiile sale*. Bucureşti, Editura Academiei R.S.R., 1972.

Conf. dr. ing. V. Deac, ing. D. Brindasu, ing. A. Munteanu, chim. Rodica Stanciu și ing. C. Cernat
Facultatea de mecanică — Sibiu

Cercetări privind influența nitrurării în plasmă asupra durabilității unor plăcuțe sinterizate pentru așchiere

CZ: 621.785.53:533.9

Productivitatea deosebită ce se impune utilajelor moderne pentru așchierea metalelor reclamă utilizarea unor scule cu o durabilitate cît mai ridicată.

Datorită unor caracteristici tehnico-economice superioare, în ultimii ani sînt tot mai mult utilizate sculele așchietoare cu plăcuțe schimbabile (cuțite de strung, freze, burghie pentru găuri adînci etc.), între care cele elaborate pe bază de WC—Co și WC—TiC—(TaC)—Co, prin sinterizare, constituie unul dintre cele mai importante domenii de aplicare a metalurgiei pulberilor.

În ultimii ani s-au dezvoltat o serie de tehnologii menite să determine o creștere a durabilității acestor plăcuțe, majoritatea acestor tehnologii apelînd la durificarea superficială fie prin depunerea, fie prin formarea unor compuși cu duritate și stabilitate termică ridicate.

Datorită unor caracteristici specifice pe care le prezintă procedeul de nitrurare în plasmă, autorii au inițiat încă din anul 1980 o serie de cercetări vizînd influența tratamentului respectiv asupra durabilității unor plăcuțe sinterizate pentru așchiere, din grupele de utilizare *P* și *K*, conform STAS 6374—80. În cele ce urmează se prezintă succint rezultatele cercetărilor efectuate asupra unor plăcuțe din grupa de utilizare P 20.

Cercetări experimentale

Plăcuțele schimbabile tipodimensiunile SNMM 20.04.12 și TPUN 22.04.12 STAS 9130/0—80, grupa de utilizare P 20 au fost nitrurate în plasmă de amoniac disociat, cu menținere de 60 min la temperatura de 783 K, respectiv 813, 873 și 913 K.

Probele astfel nitrurate au fost pregătite corespunzător determinărilor de microduritate și analiză microscopică. Determinările de microduritate *HV* 0,05 au evidențiat o creștere notabilă a durității stratului superficial, corespunzătoare temperaturilor de nitrurare de 873 și respectiv 913 K (fig. 1).

Analizele microscopice efectuate au confirmat constatările bazate pe determinarea microdurității, relevînd formarea — la temperarturi de 873 K și respectiv 913 K a unui strat superficial conținînd particule de fază dură (identificate ulterior ca TiN) cu dimensiuni de ordinul micronilor, distribuite relativ neuniform în masa de bază, dar cu o evidentă reducere a densității pe unitatea de suprafață în funcție de creșterea distanței de la suprafața probei.

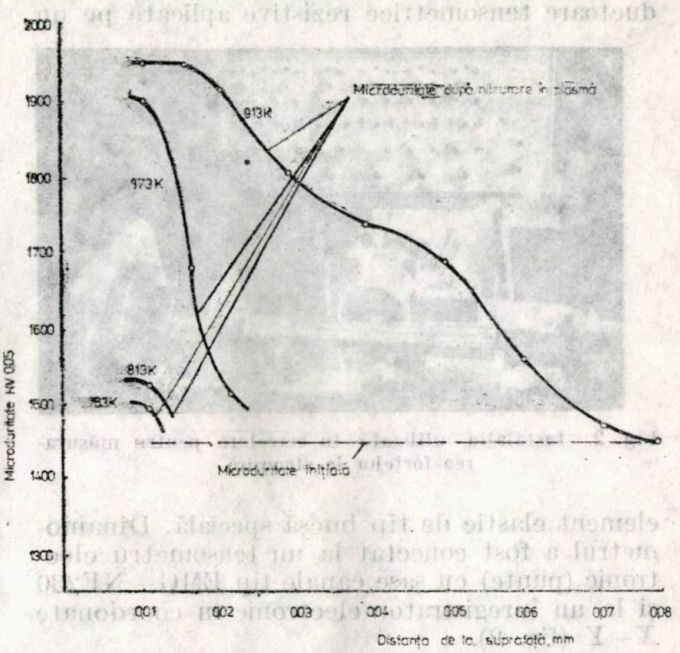


Fig. 1. Variația microdurității stratului superficial al plăcuțelor SNMM 20.04.12, grupa de utilizare P 20, pentru diferite temperaturi de nitrurare în plasmă

Considerînd că nitrurarea la temperaturile de 783 și 813 K nu a determinat creșteri utile ale durității, iar adîncimea stratului nitrurat la temperatura de 873 K este relativ redusă, cercetarea durabilității a vizat doar plăcuțele nitrurate la temperatura de 913 K.

Influența tratamentului suplimentar de nitrurare în plasmă asupra durabilității plăcuțelor așchietoare s-a cercetat pe baza a două criterii diferite, *criteriul forțelor de așchiere* și respectiv *criteriul uzurii*, aplicate la prelucrarea prin strunjire.

Primul criteriu are la bază faptul că așchierea determină în timp o uzură care constă în modificarea formei geometrice a sculei, modificare ce duce la o creștere a forței principale de așchiere. Este astfel posibilă stabilirea unei relații între uzura admisibilă și forța principală de așchiere corespunzătoare acestei uzuri.

Durabilitatea sculei poate fi deci definită prin durata efectivă de lucru pînă la atingerea unei anumite valori a forței de așchiere, corespunzătoare uzurii admisibile, valoare determinată anterior prin măsurări asociate de forțe și uzuri. Metoda bazată pe criteriul forțelor de așchiere este mai expeditivă decît cea bazată pe măsurarea uzurii, elimină modificarea condițiilor de așchiere datorită opririlor frecvente impuse de necesitatea măsurărilor de uzură și prezintă o precizie a determinărilor suficient de ridicată pentru scopul propus.

În vederea cercetărilor de durabilitate pe baza acestui criteriu, s-a proiectat și executat un dinamometru de concepție proprie, cu traductoare tensometrice rezistive aplicate pe un

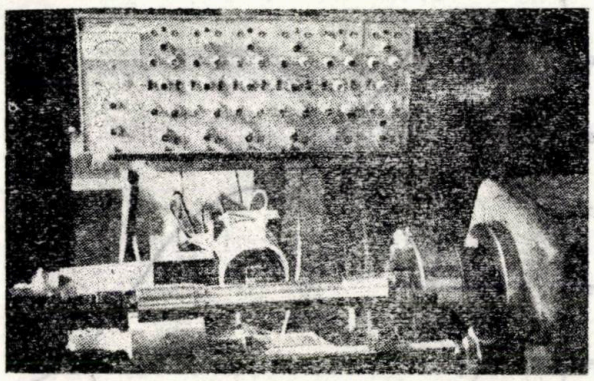


Fig. 2. Instalația utilizată în cercetare pentru măsurarea forțelor la strunjire

element elastic de tip bucșă specială. Dinamometrul a fost conectat la un tensometru electronic (punte) cu șase canale tip EMG—NE230 și la un înregistrator electronic în coordonate $X-Y$ (fig. 2).

După etalonarea dinamometrului, s-au trasat diagramele de evoluție a forței principale de așchiere F_y, în funcție de uzura h_α la strunjire, în scopul determinării valorilor forțelor corespunzătoare uzurilor admisibile $h_{\alpha a}$. Variația forțelor în timp, la strunjirea unor bare de Ø 80 mm din oțel OLC 45 îmbunătățit ($R_m = 680$ N/mm^2), cu plăcuțe nitrurate și respectiv nenitrurate tipodimensiunea SNMM 20.04.12, de exemplu, este prezentată în figura 3 care relevă că plăcuțele nitrurate la temperatura de 913 K au prezentat o durabilitate medie de 224%, comparativ cu cele nenitrurate. În general, pentru tipurile de plăcuțe luate în considerare de cercetarea efectuată, durabilitatea determinată prin criteriul forțelor de așchiere s-a situat la niveluri de 196—254%, comparativ cu durabilitatea plăcuțelor de aceeași tipodimensiune, dar care nu au fost nitrurate în plasmă.

Metoda utilizată a relevat, de asemenea, pentru plăcuțele nitrurate, o reducere a forței de așchiere cu cca 2—4% față de cea solicitată de plăcuțele nenitrurate, această reducere explicîndu-se prin modificarea coeficientului de frecare așchie-sculă și respectiv sculă-material de prelucrat.

Cercetarea durabilității pe baza criteriului uzurii a avut la bază lungimea L (exprimată în metri), parcursă de plăcuțe în așchiere, pînă la uzura admisibilă, mărime cunoscută și sub numele de cursabilitate. Cursabilitatea celor două tipodimensiuni de plăcuțe, determinată

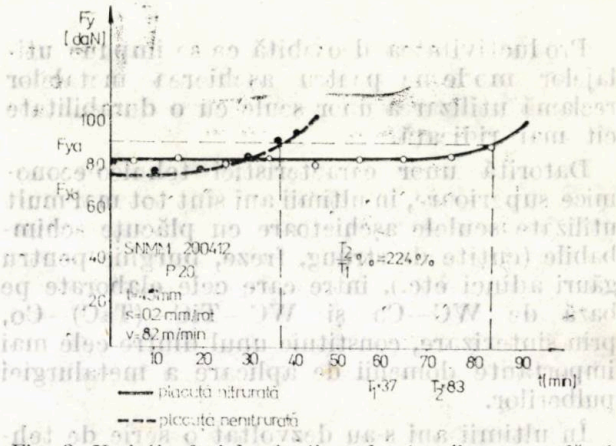


Fig. 3. Variația forțelor în timp la strunjirea cu plăcuțe SNMM 20.04.12 a unor bare Ø 80 mm din oțel OLC 45 îmbunătățit

în condiții tehnologice similare celor de mai sus, este prezentată în figura 4, care relevă creșteri medii ale durabilității la nivelul 217% și respectiv 235% pentru plăcuțele nitrurate, comparativ cu cele nenitrurate (medii a 10 valori).

Figura 4 prezintă și rezultatele înregistrate la utilizarea unor „plăcuțe cu defecte" nenitrurate. S-a considerat oportună prezentarea comportării acestei categorii de plăcuțe pentru a sublinia influența negativă a unor defecte geometrice, dimensionale sau metalurgice (muchii și

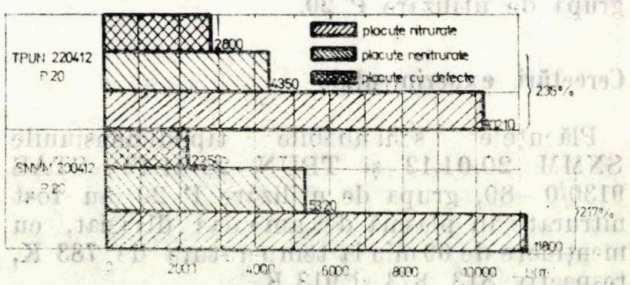
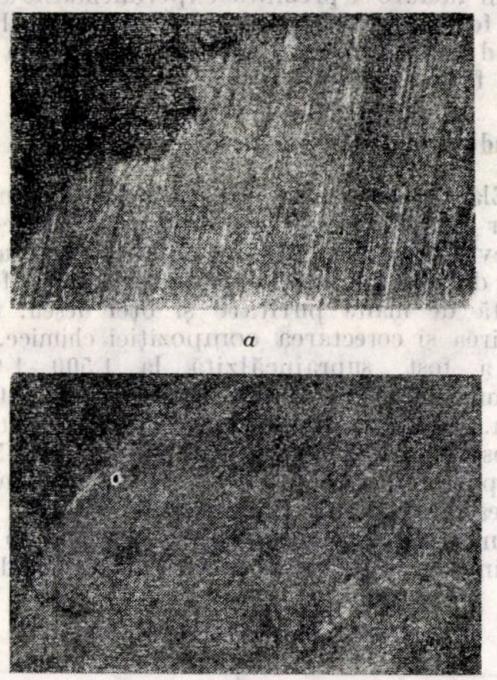


Fig. 4. Cursabilitatea plăcuțelor așchietoare la strunjirea unor bare Ø 80 mm din oțel OLC 45 îmbunătățit

raze cu cratere sau smulgeri de material, grosimi și raze neuniforme, fisuri etc.), considerate probabil ca nesemnificative și admise încă în anumite limite. Cercetarea efectuată a relevat însă că astfel de defecte, chiar în limite extrem de reduse, determină o reducere considerabilă a durabilității plăcuțelor respective. În sprijinul acestei afirmații, în figura 5 se prezintă două microfotografii executate la un microscop

metalografic Zeiss-Neophot 21 (fără pregătire prealabilă a muchiilor plăcuţelor), care evidenţiază mult mai net decît o analiză stereoscopică, de exemplu, caracterul şi mărimea unor defecte din categoria celor menţionate. Constatările de mai sus au impus dealtfel o selectare prea-



a

b

Fig. 5. Microfotografiile unor defecte constatate la tipodimensiunile de plăcuţe cercetate:
a — neregularităţi ale muchiei aşchietoare; *b* — fisuri în muchia aşchietoare; ×250

a bilă extrem de riguroasă a plăcuţelor supuse cercetărilor prezentate, în scopul eliminării unor factori care ar fi putut determina vicierea unor rezultate.

Concluzii

Cercetările efectuate au evidenţiat că nitrurarea în plasmă de amoniac disociat, cu o menţinere de 60 min la temperatura de 913 K, determină o creştere la niveluri de 196—254% a durabilităţii la strunjire a plăcuţelor din grupa de utilizare P 20, concomitent cu o reducere sensibilă a forţelor de aşchiere. Se apreciază că o optimizare a creşterii durabilităţii acestor plăcuţe prin nitrurarea în plasmă impune continuarea cercetărilor prin luarea în studiu a influenţei şi a altor parametri tehnologici de nitrurare (respectiv a diferitelor niveluri ale acestora), precum şi a comportării plăcuţelor nitrurate pentru diferitele procedee, regimuri de aşchiere şi respectiv materiale de prelucrat.

Autorii apreciază că rezultatele acestei cercetări justifică de asemenea extinderea investigaţiilor privind influenţa nitrurării în plasmă şi asupra celorlalte tipodimensiuni de plăcuţe din grupele de utilizare *P*, *M* şi *K*.

Întrucît cercetarea efectuată a relevat influenţa negativă considerabilă a unor defecte geometrice, dimensionale sau metalurgice de mărimi considerate încă nesemnificative, se impune o revedere a valorilor maxime ale abaterilor admisibile la controlul de calitate al plăcuţelor schimbabile pentru aşchiere, în sensul reducerii lor la minimum posibil.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lăzărescu, I. *Teoria aşchierii metalelor şi proiectarea sculelor*. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1964.

[2] Storin, A. şi colectiv *Unele aspecte ale nitrurării ionice aplicate la plăcuţele aşchietoare din carburi metalice sinterizate*. Vol. de comunicări al Conferinţei naţionale de metalurgia pulberilor, Institutul politehnic—Cluj-Napoca, 1983, pg. 133—139.

[3] Ciocîrdia, C. şi Ungureanu, I. *Bazele cercetării experimentale în tehnologia construcţiilor de maşini*. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1979.

Oala de modificare ceainic cu capac, o soluție simplă, eficientă și nepoluantă pentru turnătoriile de fontă

Ing. L. Dinescu, ing. M. Tărășescu, V. Patras
I.C.S.I.T.P.S.C. — București

CZ: 621.746.32 :669.13

În ultimii 20 de ani, perfecționările în tehnologia și practica producerii fontei cu grafit nodular au fost impresionante, jucînd un rol important în extinderea producției acestui important material pentru industria constructoare de mașini.

Metoda cea mai larg folosită de producere a fontei cu grafit nodular în turnătorii este tehnica modificării în oală. Un studiu efectuat [1] în S.U.A. a arătat că peste 66% din turnătoriile vizitate foloseau tehnica modificării în oală deschisă și metoda Sandwich. Motivele principale ale popularității modificării în oală sînt: simplitate, flexibilitate și cheltuieli reduse de investiții.

Modificarea în oală prezintă totuși anumite dezavantaje, în primul rînd în ceea ce privește poluarea mediului înconjurător și în al doilea rînd randamentul scăzut de asimilare a magneziului.

Problema degajării gazelor în timpul modificării a fost în general rezolvată prin instalarea unei instalații de captare a gazelor sau prin introducerea în compoziția chimică a aliajelor modificatoare a unor elemente care determină reducerea cantității de gaze degajate și creșterea randamentului de asimilare a magneziului. Aceste metode duc însă la cheltuieli suplimentare substanțiale. Din datele prezentate de Forrest R. D. [1], cheltuielile necesare pentru proiectarea și execuția unei instalații de captare a gazelor rezultate în urma procesului de modificare se situează la valori de 360 000 dolari.

Recent a fost pusă la punct o nouă tehnică de modificare care oferă o metodă simplă și eficientă de reducere a cantității de gaze și o creștere a randamentului de asimilare a magneziului.

Această tehnică este cunoscută sub denumirea de metoda „capac-oală". Luînd ca bază caracteristicile metodei „capac-oală", o serie de turnătorii au adoptat metoda încercînd să răspundă cerințelor particularităților proprii.

Există la ora actuală o gamă largă de metode, care se pot împărți în două grupe cu patru sisteme principale, și anume:

Capac-oală

Capac-oală, demontabil

SISTEM CONVENȚIONAL
Modificarea se face direct la ieșirea din agregatul de elaborare

SISTEM INDIRECT
Modificarea se face într-un loc amenajat la distanță de agregatul de elaborare

Capac fix

SISTEM U.P.O.

SISTEM OALĂ CEAINIC

În lucrare se prezintă experimentările autorilor folosind o oală ceainic cu capac, rezultatele fiind comparate cu cele obținute în oala ceainic fără capac.

Condiții de experimentare

Elaborarea fontei destinate experimentărilor s-a făcut într-un cuptor cu inducție la frecvența de 2 500 Hz, cu capacitatea creuzetului de 100 kg. Ca materie primă s-a folosit fontă de înaltă puritate și oțel deșeu. După topirea și corectarea compoziției chimice, fonta a fost supraîncălzită la 1 500—1 600°C și menținută la această temperatură 10—15 min. Ca aliaj modificator compactizant, s-a folosit un aliaj de tipul FeSiMg cu 5% Mg în proporție de 2,5%. Nu s-a efectuat modificarea grafitizantă (postmodificarea).

În vederea modificării, s-a folosit o oală ceainic cu și fără capac, cu capacitatea de 200 kg, prezentată în figura 1.

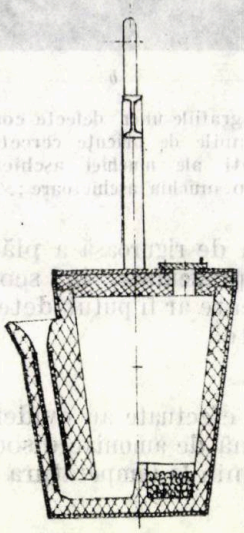


Fig. 1. Oala de modificare ceainic cu capac fix

Capacul este o placă simplă din oțel căptușit cu material refractar și prins de oala de modificare prin intermediul a două pene. Aliajul modificator a fost introdus printr-un ori-

ficiu prevăzut în capac, în buzunarul oalei de modificare, opus punctului de intrare a fontei lichide.

Protejarea aliajului modificator s-a făcut cu un strat subțire din nisip peliculizat.

După introducerea aliajului modificator și a nisipului peliculizat, orificiul se închide printr-un simplu căpăcel.

Fonta lichidă este introdusă în oala de modificare prin ciocul acesteia, punctul de intrare în partea de jos fiind situat sub nivelul buzunarului. Acest lucru asigură o umplere liniștită și rapidă a oalei de modificare cu fontă lichidă. După terminarea reacției care are loc în timpul modificării, prin orificiul prevăzut în capac s-au măsurat pierderile de temperatură și s-au luat probe pentru determinarea magneziului remanent și înregistrării curbelor de răcire.

Compoziția chimică a probelor turnate și scăderea temperaturii, în funcție de durata de menținerea după modificare, se prezintă în tabelul 1.

În tabelul 2 sînt date caracteristicile structurale și mecanice ale probelor turnate.

Analiza metalografică a pus în evidență că, în cazul folosirii oalei de modificare ceainic cu capac, numărul de noduli de grafit pe unitatea de suprafață a fost de 150, proporția grafitului nodular fiind mai mare de 90%. Folosind oala de modificare deschisă, numărul de noduli de grafit pe unitatea de suprafață a fost de 100, iar proporția de 70—80%, la același timp de menținere după modificare.

Tabelul 1

Compoziția chimică și temperatura probelor turnate

Nr. probei	Durata de menținere după modificare, min	Temperatura, °C	Compoziția chimică, %					
			C	Si	Mn	S	P	Mg
OALA CEAINIC CU CAPAC								
1	4	1 400	3,4	2,5	0,68	0,011	0,026	0,085
2	11	1 380	3,4	2,5	0,68	0,011	0,026	0,078
3	14	1 350	3,4	2,5	0,68	0,011	0,026	0,074
4	19	1 320	3,4	2,5	0,68	0,011	0,026	0,058
5	24	1 290	3,4	2,5	0,68	0,011	0,026	0,04
OALA CEAINIC FĂRĂ CAPAC								
6	4	1 360	3,6	2,6	0,22	0,012	0,035	0,074
7	11	1 310	3,6	2,6	0,22	0,012	0,025	0,065
8	14	1 290	3,6	2,6	0,22	0,012	0,035	0,048
9	19	1 260	3,6	2,6	0,22	0,012	0,035	0,030
10	19	1 210	3,6	2,6	0,22	0,012	0,035	0,014
11	29	1 150	3,6	2,6	0,22	0,012	0,035	0,006

Pentru determinarea influenței timpului de menținere după modificare asupra caracteristicilor mecanice ale fontei cu grafit nodular, s-au turnat probe Lynchburg cu diametrul de 25 mm.

Rezultatele au fost comparate cu cele obținute în cazul în care oala de modificare nu a fost închisă cu capac, respectîndu-se aceleași condiții de experimentare.

Rezultate obținute

În comparație cu cantitatea de gaze arse și efectul luminos produs în timpul tratamentului de modificare în oala deschisă, oala ceainic cu capac a redus considerabil cantitatea de gaze arse și a eliminat practic complet efectul luminos. Un alt avantaj important este reducerea considerabilă a barbotării fontei lichide.

Tabelul 2

Caracteristicile structurale și mecanice ale probelor turnate

Nr. probei	Numărul nodulilor de grafit, GnN/mm²	Proporția de grafit nodular, %	Rezistența de rupere la tracțiune, N/mm²	Limita de curgere, N/mm²	Alungirea, %
OALA CEAINIC CU CAPAC					
1	150	>90	580	455	4,0
2	125	80—90	577	451	4,0
3	100	80—90	568	440	3,6
4	75	70—80	544	420	3,5
5	25	40—50	440	360	3,0
OALA CEAINIC FĂRĂ CAPAC					
6	100	70—80	533	440	13
7	50—	60—70	400	360	5,0
8	25	50—60	360	310	4,0
9	<25	50—60	340	300	2,1
10	<25	40—50	320	260	2,0
11	<25	40—50	300	200	1,5

Procesul de modificare a fontei datorită menţinerii în stare lichidă este mult mai lent în cazul oalei ceainic cu capac. Se observă din datele prezentate în tabelul 2 că, după un timp de menţinere în stare lichidă de 14 min, numărul de noduli de grafit pe unitatea de suprafaţă a scăzut cu 33,3% în cazul oalei ceainic cu capac şi cu 75,0% atunci cînd s-a folosit oala deschisă. Acest efect asupra degenerării separărilor de grafit nodular se datorează pierderilor de magneziu în timp.

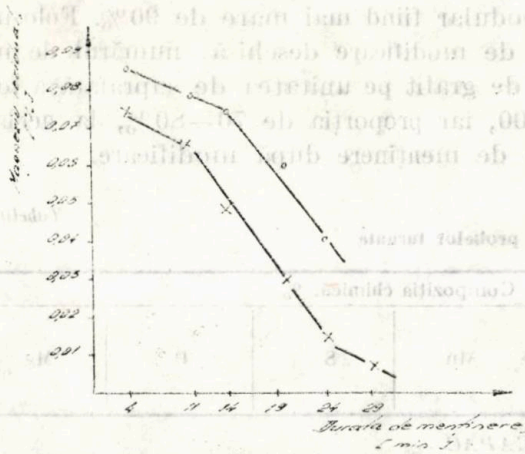


Fig. 2. Influenţa menţinerii fontei modificate asupra conţinutului de magneziu rezidual;
o—o— oală ceainic cu capac;
×—×— oală ceainic fără capac

Aşa cum se observă din figura 2, atît gradul de asimilare a magneziului, cît şi pierderile de magneziu în timp, cauzate de menţinerea fontei în stare lichidă, sînt diferite, în funcţie de tipul oalei folosite.

Pentru determinarea gradului de asimilare a magneziului, s-a folosit formula:

$$Mg = \frac{0{,}75(S_i - S_f) + Mg_{rez}}{Mg_{adă}} \times 100$$

unde:

S_i este conţinutul de sulf iniţial, %;

S_f — conţinutul de sulf după modificare, %;

Mg_{rez} — conţinutul de magneziu rezidual, %;

$Mg_{adă}$ — conţinutul de magneziu adăugat, %.

La folosirea oalei ceainic cu capac, gradul de asimilare a magneziului calculat a fost de 72,8% faţă de 64% cît s-a obţinut în cazul oalei deschise. După 14 min de menţinere a fontei în stare lichidă, pierderile de magneziu înregistrate în oala ceainic cu capac au fost de 33,3%. La acelaşi timp de menţinere, pierderile de magneziu în cazul menţinerii fontei în oala deschisă au fost de 75%. Creşterea timpului de menţinere a fontei duce la o scădere mult mai accentuată a magneziului în cazul oalei fără capac.

Degenerarea formei nodulare a grafitului, datorită pierderilor de magneziu, duce la diminuarea caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit nodular.

Modul de variaţie a caracteristicilor mecanice ale probelor de fontă cu grafit nodular, în funcţie de timpul de menţinere şi de tipul oalei, se prezintă în figura 3.

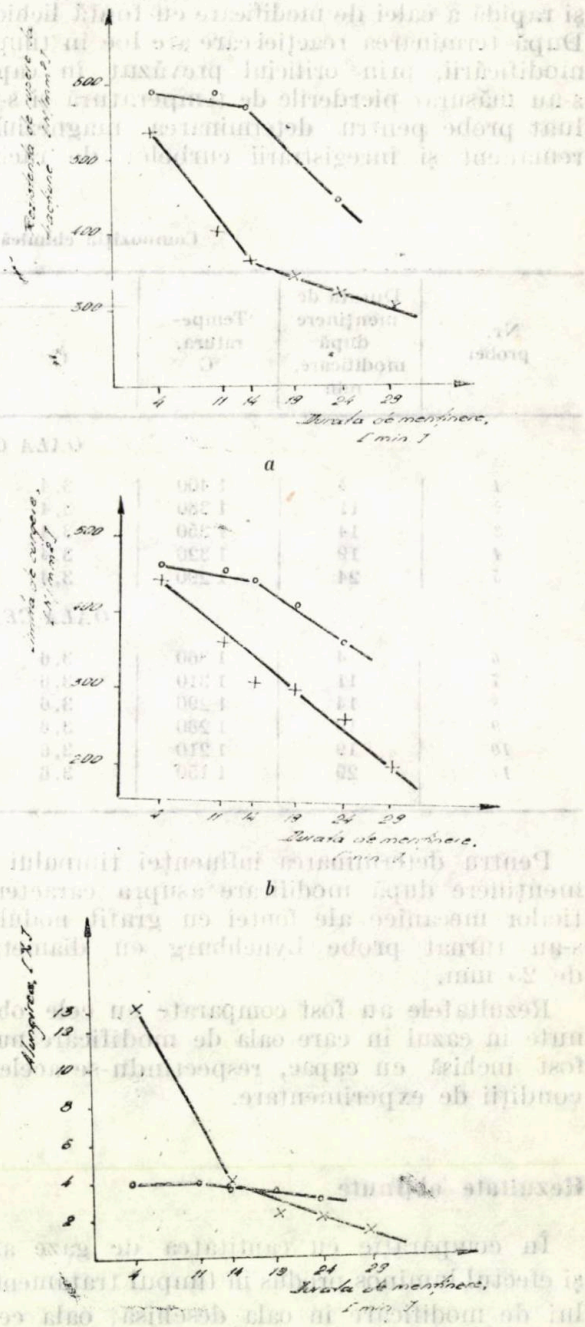


Fig. 3. Influenţa menţinerii fontei modificate asupra caracteristicilor mecanice:
o—o— oală ceainic cu capac;
×—×— oală ceainic fără capac

Se observă o diminuare mult mai accentuată a caracteristicilor mecanice odată cu creșterea timpului de menținere, în cazul folosirii oalei fără capac. Modul de comportare diferit nu este surprinzător dacă se corelează cu diminuarea numărului de noduli de grafit și scăderea gradului de compactitate a acestuia.

La stabilirea tehnologiei de fabricare a pieselor din fontă cu grafit nodular, trebuie avut în vedere atît pierderile de temperatură cauzate de procesul de modificare, cît și pierderile

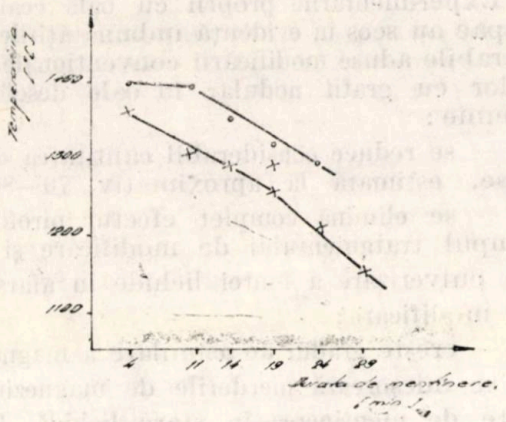


Fig. 4. Scăderea temperaturii fontei la menținerea în oală:
o—o— oală ceainic cu capac;
×—×— oală ceainic fără capac

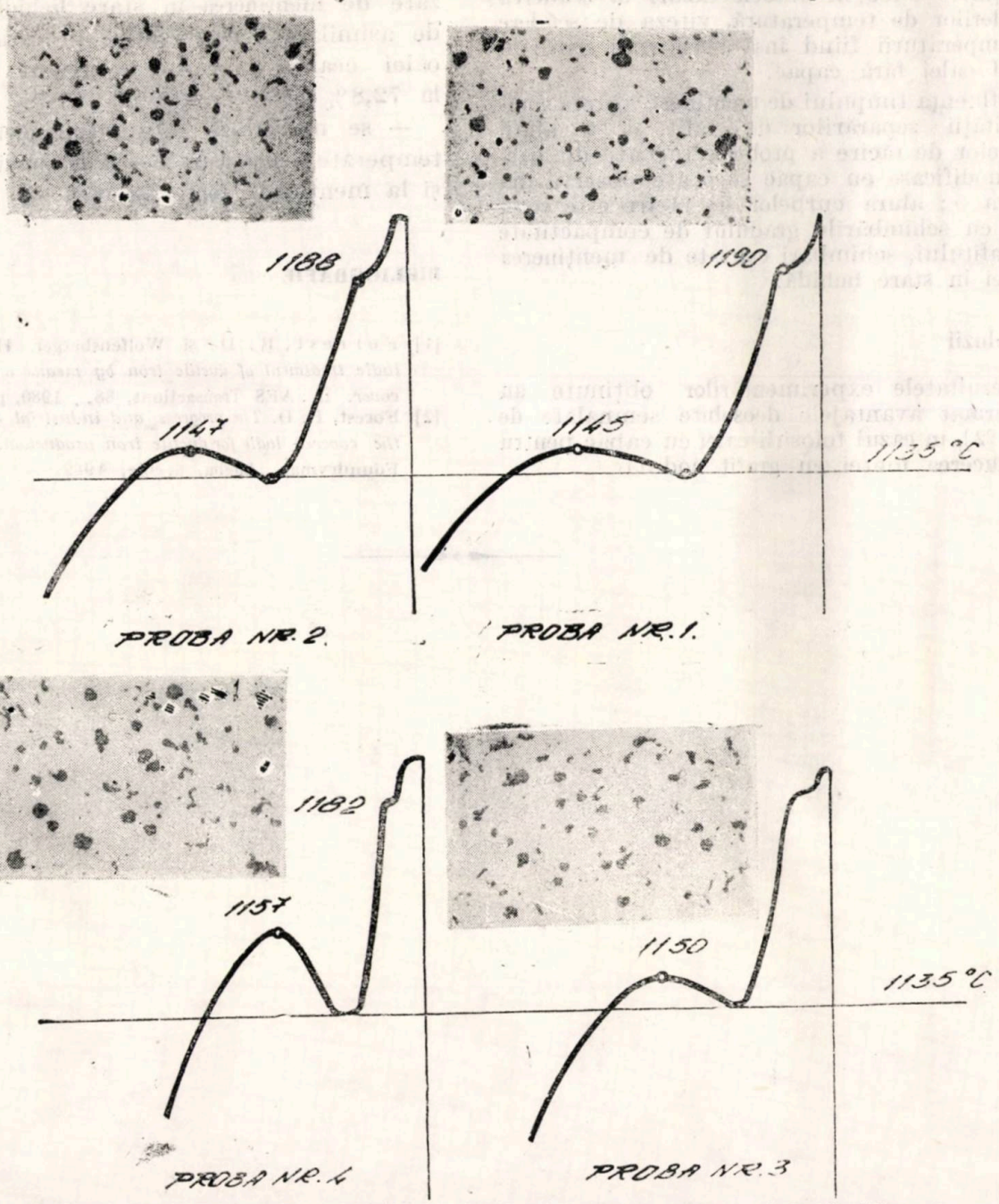


Fig. 5. Influența menținerii fontei modificate în oala ceainic cu capac asupra curbelor de răcire

care au loc la transportul oalei de la locul de nodulizare la locul de turnare.

În figura 4 se prezintă scăderile de temperatură ale fontelor menținute în oala ceainic cu sau fără capac.

Scăderea temperaturii cauzate de introducerea aliajului modificator este mai mare în cazul folosirii oalei fără capac. După 4 min de menținere, temperatura fontei înregistrate la oala ceainic cu capac a fost de 1 400°C. Eliminarea capacului a dus la creșterea pierderilor de temperatură, obținîndu-se o valoare de 1 360°C, deci o diferență de temperatură de 40°C în favoarea oalei cu capac. Creșterea timpului de menținere duce în ambele cazuri la scăderea pierderilor de temperatură, viteza de scădere a temperaturii fiind însă mult mai mare în cazul oalei fără capac.

Influența timpului de menținere asupra compactității separărilor de grafit și a alurii curbelor de răcire a probelor turnate din oala de modificare cu capac se poate observa din figura 5; alura curbelor de răcire este corelată cu schimbările gradului de compactitate a grafitului, schimbări cauzate de menținerea fontei în stare lichidă.

Concluzii

Rezultatele experimentărilor obținute au confirmat avantajele deosebite semnalate de [1], [2], în cazul folosirii oalei cu capac pentru producerea fontei cu grafit nodular.

Experimentările proprii cu oala ceainic cu capac au scos în evidență îmbunătățirile considerabile aduse modificării convenționale a fontelor cu grafit nodular în oale deschise, și anume:

— se reduce considerabil cantitatea de gaze arse, estimată la aproximativ 70—80%;

— se elimină complet efectul piroforic în timpul tratamentului de modificare și riscul de pulverizare a fontei lichide în afara oalei de modificare;

— crește gradul de asimilare a magneziului și se micșorează pierderile de magneziu cauzate de menținerea în stare lichidă. Gradul de asimilare a magneziului în cazul folosirii oalei ceainic cu capac a crescut de la 64 la 72,8%;

— se micșorează substanțial pierderile de temperatură înregistrate atît la modificare, cît și la menținerea fontei în oală.

BIBLIOGRAFIE

[1] Forrest, R. D. și Wolfensberger, H. *Improved ladle treatment of ductile iron by means of the tundish cover.* În: AFS Transactions, 88, 1980, p. 421—426.

[2] Forest, R. D. *The progress and industrial acceptance of the covered ladle for ductile iron production.* În: British Foundryman, Anglia, aprilie, 1982.

Dr. ing. I. Ripoşan, ing. M. Chişamera
I. P. Bucureşti
ing. C. Kapuşi, I. Buteanu
I. Unio-Satu Mare
ing. A. Mitrofan şi ing. A. Mureşan
I. M. Alba Iulia

Oala de modificare acoperită, cu bazin — o soluţie eficientă şi nepoluantă pentru obţinerea fontelor cu grafit nodular şi vermicular

CZ: 621.746.32:669.131.7

Tehnologia de modificare cea mai utilizată, în vederea obţinerii fontelor cu grafit nodular şi vermicular, o constituie oala de modificare cu „buzunar", deschisă, cu un raport între înălţime şi diametru la valori mari (H/D = = 2—3) (procedeul Sandwich).

Trecerea de la utilizarea magneziului metalic la prealiaje (modificatori) cu magneziu a determinat o serie de avantaje: creşterea gradului de asimilare a magneziului, micşorarea gradului de violenţă a procesului de modificare, îmbunătăţirea calităţii fontei etc. Cu toate acestea, şi în cazul oalei de modificare cu buzunar, deschisă (Sandwich), procesul de modificare este caracterizat de un grad de poluare

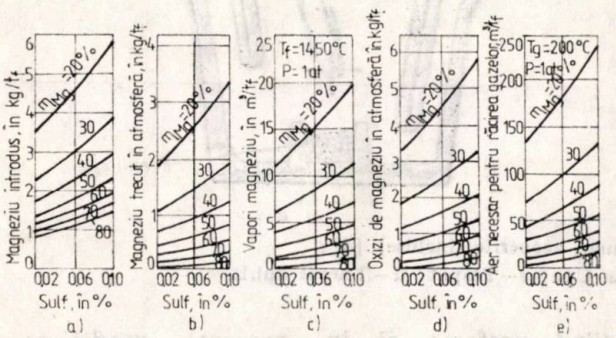


Fig. 1. Influenţa gradului de asimilare a magneziului (η_{Mg}) şi a sulfului iniţial asupra magneziului introdus în fontă (*a*), magneziului trecut în atmosferă (*b*), a cantităţii de vapori de magneziu (*c*), a cantităţii de MgO trecut în atmosferă (*d*) şi a cantităţii de aer necesar pentru răcirea prafului şi gazelor pînă la 200°C [1]

încă ridicat. O analiză amănunţită a poluării în timpul modificării cu magneziu a fontei este realizată în lucrarea [1]. În timpul modificării, în atmosferă trec vapori de magneziu (pînă la 20—25 m³/t fontă) (fig. 1) care ard în contact cu aerul, degajînd o mare cantitate de căldură. În condiţiile modificării fontei în oală, aceste temperaturi depăşesc, local, 3 000°C, impunîndu-se astfel măsuri obligatorii pentru răcirea gazelor de ardere, captate în sistemele de adsorbţie, pînă la minimum 200°C. Pe de altă parte, în atmosferă trec mari cantităţi de oxizi de magneziu (fig. 1, *d*), sub formă de praf cu dimensiuni foarte scăzute (circa 1μ m). În aceste condiţii, apare necesitatea asigurării unei ventilaţii intense a spaţiului în care are loc modificarea fontei, atît pentru micşorarea concentraţiei prafului în gaze, cît şi pentru micşorarea temperaturii acestora. În acest scop, sînt necesare cantităţi mari de aer (fig. 1, *e*), respectiv un consum mare de energie.

Analizînd probe de aer preluate la 1 200 mm de la suprafaţa oalei de modificare deschise, s-a constatat că cea mai scăzută cantitate de particule solide se înregistrează în cazul modificărilor NiMgCe, iar cea mai mare, la folosirea modificatorilor FeSiCaMgCe, la un conţinut ridicat de calciu [2].

În cazul utilizării modificărilor cu ytriu, a fost constatată o cantitate de particule solide în aer de 16—20 mg/m³, cu mult peste limitele admise (6 mg/m³). Se remarcă faptul că peste 90% din particulele solide au dimensiuni sub 2μm [3].

Preocupările în direcţia perfecţionării tehnologiei de modificare, în special prin prisma poluării, au dus la apariţia unor oale de modificare acoperite (închise), care au cunoscut o rapidă extindere în întreaga lume: în anul 1982 în peste 100 turnătorii, faţă de numai 4 în 1979 [4].

Prezentată pentru prima dată de Karsay în 1976 [5] şi susţinută de Barton cu experienţa B.C.I.R.A. în 1977 [6], această tehnologie a fost dezbătută pe larg la cel de-al 84-lea congres A.F.S. (S.U.A.) în 1980 [7].

O analiză, efectuată în anul 1982 de către R. D. Forrest, scoate în evidenţă larga utilizare a acestei tehnologii de modificare pe plan mondial (date din 14 ţări), această lucrare [4] stînd la baza asimilării şi în R.S.R. [8].

În figura 2 sînt prezentate schemele principalelor sisteme de oale de modificare acoperite cu bazin de turnare (fig. 2, *a* şi *b*) sau cu o simplă placă (fig. 2, *c* şi *d*), utilizate în prezent pe plan mondial [4].

În R.S.R. preocupările în direcţia utilizării oalelor de turnare, cu buzunar, închise, au dus la adoptarea a două soluţii: oală cu bazin (Tundish-Cover — I.P.B.) şi oală sifon, cu capac simplu (Teapot — I.C.S.I.T.P.S.C.). Primul sistem se utilizează în prezent la Întreprinderea „UNIO" — Satu Mare, I.M. Alba Iulia, F.U.P.S.I. Ch. Focşani, cel de al doilea, în cadrul I.C.S.I.T.P.S.C. Bucureşti.

Utilizarea oalelor de modificare cu bazin (capac) a început în R.S.R. în anul 1984, în luna mai 1984 intrînd în exploatare un ase-

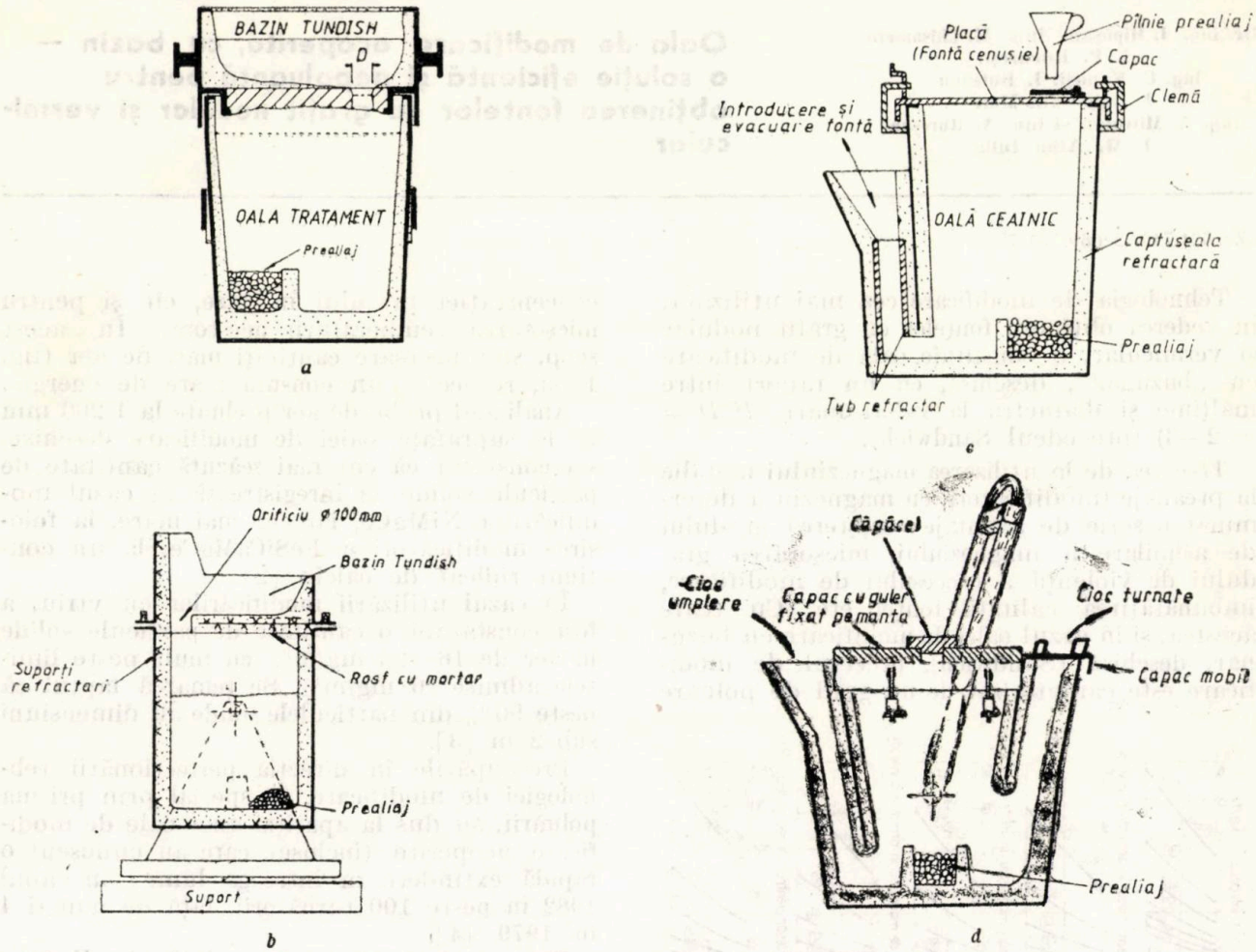


Fig. 2 Oale de modificare, cu buzunar, acoperite (închise) [4]:
a—convențional Tundish-Cover; *b*—sistem Upo; *c*—Teapot; *d*—Teapot dublă

menea utilaj la Întreprinderea „UNIO"—Satu Mare, la inițiativa I.P. București, Catedra turnătorie-forjă [8].

Această întreprindere are o bogată experiență în producerea fontei cu grafit nodular, contribuind în mare măsură la asimilarea și extinderea domeniului de utilizare a acestui material în R.S.R. Producția de Fgn se realizează la I.U. Satu Mare de peste 20 de ani, în prezent depășindu-se 3 000 t piese bune pe an, destinate construcției utilajului minier.

În ceea ce privește tehnologia de obținere, se disting mai multe etape. Producția Fgn a început cu utilizarea magneziului metalic, la început introdus în fontă cu ajutorul clopotului, mai apoi utilizîndu-se o oală rotativă, cu buzunar, etanșă, care favoriza crearea unei suprapresiuni la suprafața fontei lichide și asigura un grad avansat de asimilare a magneziului. Această ultimă metodă, utilizată pînă în anul 1972, a constituit o etapă importantă în perfecționarea tehnologiilor de modificare a fontelor. S-a trecut apoi la utilizarea modificatorilor de fabricație proprie (acest lucru fiind preferat și în prezent), modificarea avînd loc în perioada 1972 — mai 1984 prin procedeul Sandwich, respectiv în oală deschisă, cu buzunar, practicat în zidăria vetrei, amplasată într-o groapă special amenajată, sub o hotă de absorbție, pentru evitarea poluării. Modificarea fontei avea loc de regulă în oale de 2 t capacitate (1,6 t fontă lichidă), elaborarea avînd loc numai în cubilou (pînă în 1971) sau în cubilou și cuptor cu inducție (după 1971).

În figura 3 este prezentată oala de modificare cu buzunar, cu bazin (sistem Tundish-Cover).

O astfel de oală este caracterizată printr-un raport ridicat între înălțime ($H/D=2{,}2$), buzunarul fiind practicat la suprafața vetrei. Oala are o capacitate de 2 t, preluînd pentru modificare 1,6 t fontă lichidă.

La proiectarea bazinului s-a ținut seamă de faptul că durata de golire a fontei din oala de turnare în bazinul oalei de modificare este de 40—50 s. Diametrul orificiului de trecere a

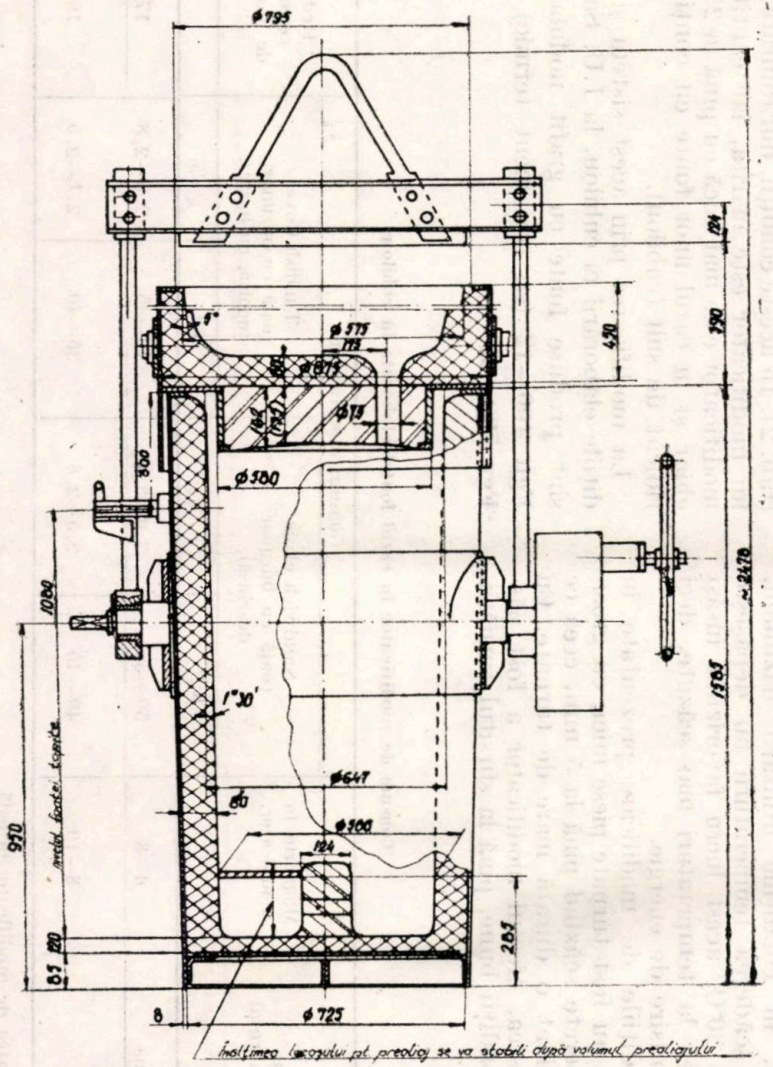
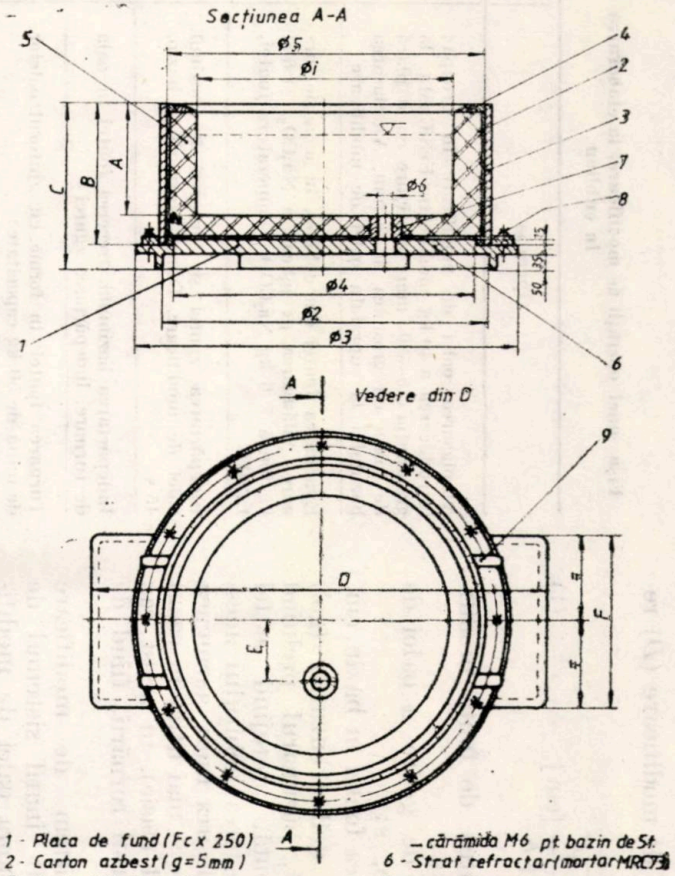


Fig. 3. Oală de modificare cu bazin (Tundish-Cover), de 2 t, de la I. „UNIO" Satu Mare (1,6 t fontă modificată)



Oala	A mm	B mm	C mm	Øi mm	Ø2 mm	Ø3 mm	Ø4 mm	Ø5 mm	D mm	E mm	F mm	Ø6 mm
2 t.	~360	440	515	600	920	1050	820 H16/h16	880	1200	160	450	75
5 t.	~521	600	680	1000	1270	1420	1115 H16/h16	1215	1500	320	520	85

Fig. 4. Bazine pentru oale de modificare de 2 și 5 t la I. M. Alba Iulia

fontei din bazin în oala de modificare (D) rezultă din relația :

$$D = 2{,}2\sqrt{\frac{W}{t\sqrt{h}}}\ [\text{cm}] \qquad (1)$$

în care : W este cantitatea de fontă modificată, kg ;
t — timpul de golire a oalei de turnare, s ;
h — înălțimea fontei în bazin, cm.

Prezența celui de al doilea buzunar (gol) s-a dovedit a fi utilă, buzunarul preluînd prima cantitate de fontă, protejînd astfel modificatorul pînă la creșterea debitului acesteia. Se precizează că folosirea unui asemenea sistem de „buzunar" este și mai utilă în cazul oalei deschise (procedeul clasic), în acest caz debitul fontei, la începutul turnării, fiind de regulă scăzut.

Utilizarea acestui sistem de modificare (Tundish-Cover) a făcut inutil sistemul de absorbție amplasat deasupra oalei de modificare deschise (varianta precedentă), mare consumator de energie, bazinul asigurînd o eliminare completă a poluării.

În tabelul 1 este prezentată fișa unei operații de modificare, în condițiile elaborării fontei în cubilou. Trebuie remarcat faptul că modificarea are loc la temperaturi relativ scăzute (1 350—1 400°C), fără ca acest lucru să împiedice asimilarea completă a modificatorului.

Pierderile de căldură la modificare sînt mult diminuate, în condițiile utilizării bazinului, astfel că scăderea temperaturii nu depășește de regulă 30°C, acest lucru favorizînd însăși modificarea la temperaturi mai scăzute, deci cu economisire de energie.

În condițiile de modificare prezentate în tabelul 1, au fost turnate piese mici, cu grosimea de perete scăzînd pînă la 5 mm, ceea ce a determinat o durată mare de turnare. Cu toate acestea, efectul modificator a fost păstrat în condiții bune, pînă la sfîrșitul turnării.

Tabelul 1

Fișa unei operații de modificare, la elaborarea fontei în cubilou

Operația	Ora efectuării
Amplasarea oalei de modificare în groapă; introducerea a 40 kg modificator FeSiCaMg, la granulația 0,5—30 mm; protejare cu o placă de fontă cu grosimea de 5 mm. Amplasarea bazinului la suprafața oalei de modificare	13,15
Evacuarea fontei din cubilou, în oala de turnare. Adăugarea pe jgheab a Na_2CO_3 (1 600 kg fontă + 6 kg Na_2CO_3). Temperatura fontei, 1 380°C	13,27
Îndepărtarea zgurei și turnarea în bazinul oalei de modificare. Durata turnării în bazin, 45 s	13,32
Îndepărtarea bazinului, trecerea fontei în oala de turnare, îndepărtarea zgurei	13,36
Turnarea fontei în forme, cu ajutorul oalelor de mînă de 50 kg capacitate :	
— prima formă turnată	13,41
— ultima formă turnată	13,53

Diminuarea cantității de aer (oxigen) care participă la oxidarea magneziului, precum și crearea unui spațiu închis deasupra fontei în timpul turnării determină o mărire a gradului de asimilare a magneziului, astfel încît se asigură conținuturi ridicate de magneziu remanent, la consumuri mai mici de modificator (tab. 2). În aceste condiții, durabilitatea efectului modificator este mărită, iar cantitatea de modificator este mai mică cu pînă la 25—26%, chiar și în cazul unor fonte cu conținut mai ridicat de sulf (cubilou).

La modificarea prin acest sistem și în condițiile elaborării în cubilou, la I.U. Satu Mare sînt produse fonte cu grafit nodular de la Fgn 400—12 (cu tratament termic) pînă la Fgn 700—2.

Tabelul 2

Consum de modificator în cazul fontei elaborate în cubilou

Tipul modificatorului	Magneziu în modificator, %	Consum modificator				Reducerea consumului de modificator, %
		Sandwich clasic (oală cu buzunar deschisă),		Tundish Cover (oală cu buzunar, închisă, cu bazin),		
		kg*	%	kg	%	
I.P.T. Cîmpina	6—8	50—55	3,0—3,4	40—45	2,5—2,8	17—26
I. UNIO Satu Mare	8—10	40—45	2,5—2,8	35—40	2,1—2,5	16—25

* Cantitatea de modificator în oală.

Tabelul 3

Caracteristicile oalei de modificare la I. M. Alba Iulia

Capacitatea oalei de modificare, t	Dimensiunile oalei, mm			Dimensiunile buzunarului, mm	
	Diametrul interior	Diametrul exterior	Înălțimea spațiului util	Înălțimea	Lățimea
2	710	900	840	120	255
5	1 000	1 250	1 270	150	500

Pînă în prezent au fost obținute peste 3 000 t fontă cu grafit nodular prin acest procedeu, la un ritm de două modificări pe oră, realizîndu-se o eficiență economică de circa 1,6 mil. lei pe an.

Bazinele asigură condiții mai bune de lucru, îndeosebi în cazul utilizării unor oale de modificare cu un raport mai scăzut între înălțime și diametru, obținute prin transformarea unor oale de turnare de capacitate mai mare. În figura 4 sînt prezentați parametrii bazinelor oalelor de modificare de 2 și 5 t, din dotarea Întreprinderii mecanice-Alba Iulia, acestea avînd caracteristicile amintite anterior. În cadrul acestei întreprinderi, există o bogată experiență în utilizarea bazinelor de turnare (pînă la 10 t capacitate), avînd în vedere producția de piese de pînă la 60 t greutate. În tabelul 3 sînt prezentate dimensiunile de bază ale oalelor de modificare, pentru care au fost realizate bazinele din figura 4. Raportul înălțime/diametru este scăzut (1,2—1,3), dar și în acest caz modificarea decurge în bune condiții, utilizarea bazinelor determinînd o modificare mai stabilă.

Aceste oale de modificare sînt utilizate la obținerea fontelor cu grafit nodular și vermicular, pentru viitor preconizîndu-se extinderea și la oalele de 15 t capacitate.

La Întreprinderea „UNIO"—Satu Mare aceste oale sînt utilizate și la fabricarea modificărilor cu magneziu.

Concluzii

După un an de utilizare a acestui sistem la I.U. Satu Mare, perioadă în care s-au produs peste 3 000 t Fgn, pe baza experienței celorlalte turnătorii din R.S.R. și a analizei literaturii de specialitate [2]—[6], se pot trage mai multe concluzii, în favoarea extinderii acestei tehnologii și la alte turnătorii ce produc sau își propun să producă Fgn sau Fg.

a) Avantajul cel mai important al sistemului Tundish-Cover îl constituie eliminarea practic completă a poluării (flacără puternic luminoasă, praf, împroșcări fontă etc.), ceea ce asigură condiții bune de muncă și elimină necesitatea unor instalații antipoluante costisitoare și consumatoare de energie.

b) Reducerea consumului de modificator, de regulă cu pînă la 30 %, și, ca atare, a costului modificării, avantaj important datorită costurilor ridicate ale modificatorilor (gradul de asimilare a magneziului este de regulă 70—80%).

c) Pierderile de căldură la modificare sînt mai scăzute, ceea ce favorizează supraîncălziri prealabile ale fontei la valori mai mici (cu 10—50°C), respectiv economie de energie la elaborare (peste 40 kWh/t).

d) Este posibilă utilizarea cubiloului ca agregat de elaborare, fonta putînd avea la modificare temperaturi sub 1 400°C.

e) Se mărește reproductibilitatea procesului de modificare ca și stabilitatea efectului modificator. În aceste condiții, scade rebutul datorită unor modificări necorespunzătoare.

f) Limitarea procesului de oxidare determină scăderea cantității de oxisulfuri de magneziu formate, ceea ce înseamnă o cantitate mai scăzută de „pete negre".

g) În ceea ce privește construcția, se recomandă oala de modificare prezentată în figura 3, ale cărei relații dimensionale au fost stabilite pe baza experienței multor ani de fabricație a fontelor cu grafit nodular. În cazul oalelor de modificare de mare capacitate (peste 5,0 t), raportul H/D poate fi redus la 1,5—2,0, aceasta favorizînd o manipulare mai ușoară.

BIBLIOGRAFIE

[1] Varenik, P. A. și Sumenkova, V. V. În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 3, 1980, p. 29—30.

[2] Kostiucenko, V. A., ș. a. În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., 1979, nr. 2, p. 26—27.

[3] Spaskii, S. S. și Razinskii, B. F. În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 8, 1977, p. 34—36.

[4] Forrest, R. D. *The progress and industrial acceptance of the covered ladle for ductile iron production.* Reprinted *for QIT-Fer et Titane Inc.* În: Foundry Management and Technology, S.U.A., april., 1982, p. 83—88; martie, 1983, p. 56—62.

[5] Karsay, S. I. *Ductile Iron (vol. 1).* State of the Art, 1976.

[6] Barton, R. În: The British Foundryman, Anglia, nr. 70, 1977 p. 153.

[7] Forrest, R. D. și Wolfensberger, H. În: AFS Transactions vol. 88, 1980, p. 421.

[8] Ripoșan, I. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1985, p. 595.

[9] Ripoșan, I. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 10, 1984, p. 537—445.

[10] Forshey, T. L. AFS Casting Congress, S.U.A., 1982.

[11] Anderson, I. V. ș. a. AFS Casting Congress, S.U.A., 1982.

Considerații și cercetări privind îmbunătățirea proprietăților mecanice ale oțelurilor pentru piese turnate prin tratare cu magneziu

Prof. dr. ing. L. Sofroni, dr. ing. C. Bratu
și ing. Fl. Ștefănescu
Institutul politehnic — București

CZ: 669.141.25:539.4/.5

Lucrarea de față își propune să abordeze metoda de dezoxidare și desulfurare a oțelului carbon elaborat în cuptoare electrice cu arc cu căptușeală bazică, utilizînd magneziul metalic pur, în vederea îmbunătățirii proprietăților mecanice de plasticitate și tenacitate. Folosirea magneziului pur a fost intens cercetată în ultima perioadă; astfel, în lucrarea [1] se indică folosirea magneziului pasivizat, injectat în oala de turnare, arătîndu-se că utilizarea calciului este limitată datorită costului foarte ridicat al acestuia. În lucrarea [2] se propune utilizarea unui amestec de var și magneziu pentru desulfurarea oțelului.

În ambele lucrări amintite mai sus se indică folosirea unui sistem de injectare prin lance, autorii referindu-se la o lance rotativă.

În S.U.A. a fost experimentată tratarea oțelurilor cu conținut ridicat de carbon prin metoda Mag Coke (folosirea unor bucăți de cocs impregnate cu magneziu).

În mod frecvent, din lucrările publicate în ultima perioadă [4]—[8] rezultă că unica reținere în utilizarea magneziului ca dezoxidant și desulfurant este determinată de efectul pirotehnic al acestuia la introducerea în oțelul lichid (efectul pirotehnic este foarte puternic în cazul magneziului pur).

În oțelul topit, capacitatea magneziului de a reacționa cu componenții aflați în soluție este determinată de variația entalpiei libere ΔG° la formarea compusului, conform datelor din tabelul 1.

Din tabelul 1 rezultă că reacția dintre Mg gazos și oxigen are loc cu o variație mare de entalpie liberă. Afinitatea chimică a magneziului față de oxigen este mai mare decît față de sulf și de aceea există condiții termodinamice favorabile de desfășurare a reacției dintre MgS și oxigen.

Intensitatea reacției de dezoxidare cu Mg este în funcție de solubilitatea oxigenului în fierul lichid, exprimată prin ecuația [3]:

$$\log [\%O] = -\frac{6\,320}{T} + 2{,}734$$

La temperatura de 1 650°C, solubilitatea oxigenului în fier atinge 0,276 %, iar la 1 400°C este de 0,091 %.

Tabelul 1

Variația entalpiei libere la formarea unor compuși de magneziu

Reacția	ΔG°, cal/mol(×4,18 J/mol)	Intervalul de temperatură, K
$2Mg_l + O_2 = 2MgO$	—288 700—5,90T·lgT+ +67,9T	298—932
$2Mg_l + O_2 = 2MgO$	—290 700—0,48T·lgT+ +53,9T	923—1 376
$2Mg_g + O_2 = 2MgO$	—363 200—14,7T·lgT+ +151,4T	1 376—2 500
$Mg_g + [O] = MgO$	—164 610—7,37T·lgT+ +82,52T	—
$Mg_g + 1/2S_2 = MgS$	—134 350+49,75T	1 380—2 000
$Mg_g + [S] = MgS$	—104 100+44,07T	—
$[Mg] + [S] = MgS$	— 71 600+27,97T	1 380—2 000
$3Mg_l + N_2 = Mg_3N_2$	—115 750+54,09T	1 061—1 300
$3Mg_g + N_2 = Mg_3N_2$	—217 100+131,30T	—
$MgS + 1/2O_2 = MgO + [S]$	— 77 500—7,37T·lgT+ +31,63T	—

Interacțiunea Mg cu N este destul de slabă; la presiunea atmosferică, aceasta începe la 670—700°C și se intensifică la 1 000°C.

Deosebit de important este faptul că Mg este capabil să devină dezoxidant nu numai pentru oxigenul dizolvat în fier, ci și pentru alți oxizi existenți în baie. Astfel:

$$Mg_g + 1/2\,SiO_2 = MgO + 1/2\,[Si];$$

$$\Delta G^\circ = -77\,780 + 23{,}3\,T;$$

$$Mg_g + 1/3\,Al_2O_3 = MgO + 2/3\,[Al];$$

$$\Delta G^\circ = -66\,967 + 12{,}7\,T;$$

$$Mg_g + MnO = MgO + [Mn];$$

$$\Delta G^\circ = -80\,657 + 19{,}4\,T$$

Presiunea vaporilor saturați de magneziu pur variază cu temperatura (fig. 1). Odată cu creșterea temperaturii, presiunea vaporilor saturați de magneziu pur crește, ajungînd la cca 3

at la 1 250°C și la peste 12 at la 1 500°C. De acest lucru trebuie să se țină seamă la alegerea metodei de introducere a magneziului în masa de oțel topit.

La trecerea din stare lichidă în stare gazoasă, volumul magneziului crește rapid (fig. 2). La temperatura de 1 600°C, volumul specific al

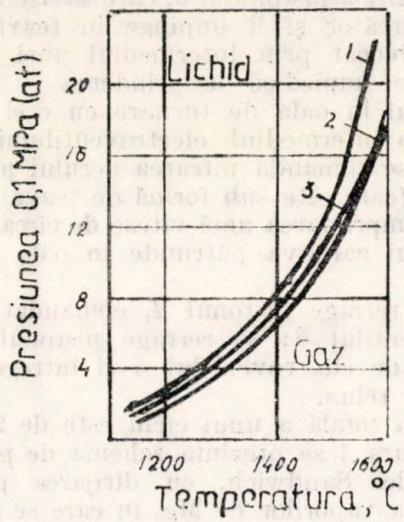


Fig. 1. Variația presiunii vaporilor de magneziu cu temperatura după :
1—Bauer și Bruner ; *2*—Kubașevschi ; *3*—Marincek

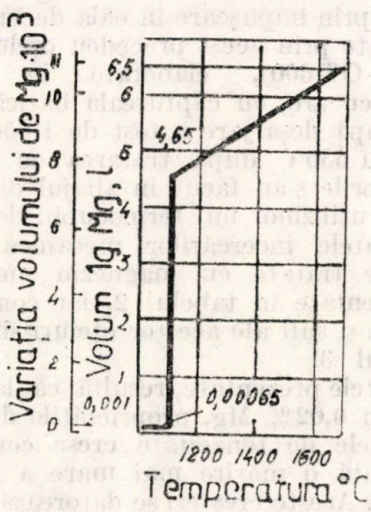


Fig. 2. Modificarea volumului unui gram de magneziu în funcție de temperatură, la presiunea atmosferică

vaporilor de magneziu este de cca $6{,}25.10^{-3}$ m^3. Prin urmare, la temperatura oțelului lichid volumul specific al magneziului este de cca 44 000 ori mai mare decît volumul specific al oțelului. Factorul de volum al Mg față de fier este nefavorabil, ceea ce explică slaba solubilitate a magneziului în fierul lichid și solid.

La introducerea magneziului în oțelul lichid, datorită evaporării aproape instantanee a Mg și formării unui volum mare de vapori de magneziu, are loc o amestecare turbulentă a aliajului, care determină o egalizare relativ rapidă a concentrațiilor componenților din masa topită, ceea ce favorizează cinetica reacțiilor de dezoxidare și desulfurare.

Desfășurarea procesului de desulfurare la suprafața interfazică dintre vaporii de magneziu și sulful dizolvat în oțelul lichid este favorizată de activitatea superficială mare a sulfului.

Micșorarea pierderilor de magneziu în atmosferă, la utilizarea lui ca dezoxidant și desulfurant, se poate realiza prin :

— creșterea suprafeței de contact a vaporilor de magneziu cu oțelul lichid, prin fracționarea lor și evitarea cavităților continue de gaz ;

— creșterea timpului de menținere a vaporilor de magneziu în oțel, ceea ce se poate realiza printr-o adîncime mai mare de introducere a Mg în masa topită ;

— mărirea presiunii ferostatice prin alegerea unui tip de oală cu raportul H/D mai mare ;

— amestecarea turbulentă a masei topite cu vaporii de magneziu (accelerînd astfel procesul de difuzie) etc.

În acest sens trebuie stabilită o tehnologie de lucru care să asigure o introducere continuă de porții optime de magneziu metalic în oțel, evitîndu-se împroșcările.

În prezent, în R.S.R. se utilizează prealiajul Ni—Mg, cu un conținut de cca 12 %Mg. Metoda de introducere a acestui prealiaj constă în folosirea unei cutii paralelipipedice compartimentate din tablă, care se topește succesiv în oala de turnare. Acest procedeu prezintă următoarele dezavantaje :

— procedeul nu se poate aplica decît oțelurilor care au în compoziția lor nichel ;

— nichelul necesar pentru realizarea prealiajului este un material deficitar și scump pe întreaga economie ;

— folosirea cutiei de tablă necesită operații suplimentare de sudare, sablare și fixare în oala de turnare ;

— intensitatea reacțiilor de dezoxidare și desulfurare, comparativ cu folosirea magneziului metalic pur, este mai mică și, din această cauză, puritatea oțelului este mai scăzută.

De asemenea, se mai utilizează prealiajul Fe—Si—Mg (2—4 % Mg) pentru dezoxidarea și desulfurarea oțelului la unele turnătorii de oțel. Prealiajul se introduce prin procedeul Sandwich.

În lucrarea de față, autorii au luat în studiu două metode de introducere a Mg metalic pur :

— metoda împușcării în oala de turnare (fig. 3) [9], [10] ;

— metoda introducerii în oala de turnare prin procedeul Sandwich, cu dirijarea presiunii parțiale a vaporilor de magneziu (fig. 4).

Folosirea instalației pneumatice de impușcare (prezentată în fig. 3) începe cu deschiderea robinetului de alimentare *10*, care determină

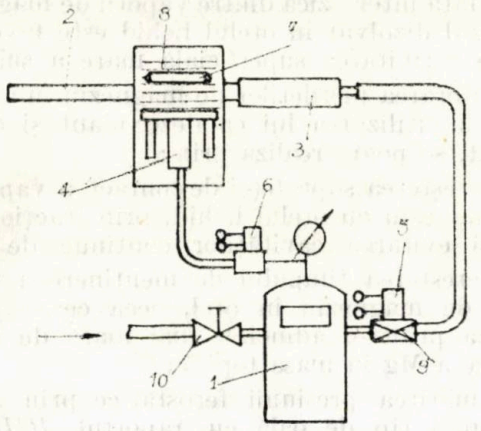


Fig. 3. Schema instalației pneumatice de împușcare:
1 — rezervor de aer; *2* — țeavă; *3* — piston de avans, care scoate cartușul din locașul încărcătorului; *4* — piston de avans al încărcătorului; *5* — electroventil, care determină mișcarea înainte și înapoi a pistonului *3*; *6* — electroventil, care determină mișcarea înainte și înapoi a pistonului *4*; *7* — cartuș cu magneziu; *8* — încărcător cu 10 locașuri; *9* — electroventil, care comandă evacuarea aerului din rezervorul tampon; *10* — robinet de alimentare

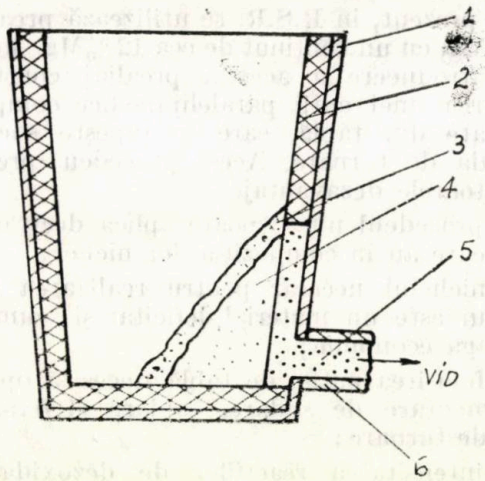


Fig. 4. Schema metodei de introducere în oala de turnare a magneziului metalic, prin dirijarea presiunii parțiale a vaporilor:
1 — manta metalică; *2* — căptușeală refractară; *3* — fondant; *4* — magneziu metalic pur; *5* — dop poros; *6* — racord la pompa de vid

intrarea aerului în rezervorul tampon *1*. Presiunea aerului comprimat este verificată prin intermediul manometrului de control montat la rezervor. Volumul rezervorului tampon trebuie să asigure un debit de aer corespunzător, la deschiderea electroventilului principal *9*, pentru a avea forța portantă necesară deplasării cartușului *7* cu încărcătura de Mg.

Succesiunea operațiilor la un ciclu de funcționare este următoarea:

— prin electroventilul *6* se comandă pistonului *4* mișcarea spre înainte a încărcătorului *8*, care realizează punerea cartușului *7* coliniar cu țeava *2*;

— prin electroventilul *5* se comandă mișcarea spre înainte a pistonului *3*, care scoate cartușul din încărcător și îl împinge în țeavă, unde rămîne blocat prin intermediul unei bile cu arc, care împiedică desprinderea și căderea cartușului în oala de turnare cu oțel lichid;

— prin intermediul electroventilului principal *9* se comandă intrarea aerului prin pistonul *3* (care este sub formă de țeavă), determinînd imprimarea unei viteze de circa 43 m/s cartușului care va pătrunde în oala cu oțel lichid;

— se retrage pistonul *4*, comandat tot de electroventilul *6*; se retrage pistonul *3*, comandat de electroventilul *5* și întregul ciclu se poate relua.

Durata totală a unui ciclu este de 2 s.

În figura 4 se prezintă schema de principiu a metodei Sandwich, cu dirijarea presiunii parțiale a vaporilor de Mg, în care se pot utiliza pulbere de prealiaj și Mg metalic pur, sub formă de șpan sau pulbere.

În prima serie de experimentări, s-a utilizat metoda de introducere a magneziului metalic pur prin împușcare în oala de turnare. Au fost tratate prin acest procedeu oțeluri carbon (OT 400—OT 600), elaborate în cuptoare electrice cu arc, cu căptușeală bazică. Temperatura după deșarjare a fost de 1 650°C, ajungind la 1 630°C după tratarea cu magneziu (măsurătorile s-au făcut în aliajul din oala de turnare, utilizînd un termocuplu de imersie).

Rezultatele încercărilor mecanice obținute la șarjele tratate cu magneziu metalic pur sînt prezentate în tabelul 2, iar conținuturile de oxigen și sulf ale acestor oțeluri sînt trecute în tabelul 3.

Din datele prezentate, rezultă că, la oțelurile tratate cu 0,02% Mg, proprietățile de plasticitate și cele de tenacitate cresc considerabil. Se constată o mărire mai mare a rezilienței și gîtuirii. Aceste creșteri se datorează reducerii conținutului de oxigen cu 63,88% și a conținutului de sulf cu 42,84%, care are ca efect micșorarea cantitativă a incluziunilor nemetalice și schimbarea formei acestor incluziuni (magneziul fiind un element superficial activ).

În seria a doua de experimentări s-a utilizat metoda Sandwich de introducere a magneziului metalic pur și dirijarea presiunii parțiale a vaporilor de magneziu cu ajutorul vidului.

Experimentele au fost realizate pe un oțel carbon elaborat în cuptor cu inducție, marca OT 550. Temperatura oțelului în cuptor a fost de 1 630°C (măsurată cu pirometrul optic), iar cantitatea de magneziu introdus a fost de

Tabelul 2

Proprietățile mecanice ale oțelurilor netratate și tratate cu magneziu prin metoda împușcării

Varianta	Marca	R_m, N/mm²	$R_{0,2}$, N/mm²	A, %	Z, %	KCU, J/cm²
Tratat termic Netratat cu magneziu	OT 500	555	280	20,0	39,5	60
	OT 400	450	240	29,5	67,5	180
	OT 600	755	380	16,4	29,0	37
	OT 600	615	325	14,0	31,0	70
	OT 550	510	310	23,0	29,0	70
Tratat termic Tratat cu magneziu (0,02%)	OT 500	560	285	22,8	43,0	68
	OT 400	450	240	32,8	67,5	210
	OT 600	780	405	17,0	33,0	49
	OT 600	610	330	16,0	39,0	74
	OT 550	560	330	27,0	59,0	120

Tabelul 3

Redu cerea conținuturilor de oxigen și sulf

Marca	Conținutul de oxigen, ppm		Reducerea conținutului de oxigen, %	Conținutul de sulf, %		Reducerea conținutului de sulf, %
	Inițial	După împușcare		Inițial	După împușcare	
OT 500	75	32	57,3	0,018	0,011	38,8
OT 400	75	29	61,3	0,018	0,012	33,3
OT 600	80	30	62,5	0,015	0,007	53,3
OT 600	109	35	67,8	0,002	0,001	50,0
OT 550	85	25	70,5	0,018	0,011	38,8

0,025%. Rezultatele încercărilor mecanice sînt prezentate în tabelul 4, din care reiese de asemenea o mărire considerabilă a alungirii, rezilienței și gîtuirii în cazul oțelurilor tratate cu magneziu.

În urma experimentărilor efectuate se pot trage următoarele concluzii:

— magneziul metalic pur se poate folosi cu succes pentru dezoxidarea și desulfurarea oțelurilor în oala de turnare;

— metoda de introducere a magneziului metalic poate fi prin împușcare, în cazul folosirii oalelor de 5—10 t, și prin metoda Sandwich, cu dirijarea presiunii parțiale a vaporilor de magneziu cu ajutorul vidului, în cazul utilizării oalelor de turnare de capacitate relativ mică (max. 1 000 kg);

— folosirea magneziului metalic pur în proporție de 0,02 — 0,03% din masa oțelului

Tabelul 4

Proprietățile mecanice ale oțelurilor netratate și tratate cu magneziu prin metoda Sandwich, cu dirijarea presiunii parțiale a vaporilor de magneziu cu ajutorul vidului

Varianta	R_m, N/mm²	R_{02}, N/mm²	A, %	Z, %	KCU, J/cm²
Conform STAS 600—82	min. 540	min. 310	min. 15	min. 21	min. 30
Tratat termic Netratat cu magneziu	605	390	16,6	29,5	39,6
Tratat termic Tratat cu magneziu (0,025%)	610	400	20,2	37,4	50,0

lichid tratat poate duce la o scădere cu circa 60% a conținutului de oxigen și cu circa 40% a conținutului de sulf, asigurînd o îmbunătățire considerabilă a proprietăților mecanice de plasticitate și tenacitate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Eichinger, F. T. și Grosz, R. K. *On desulphurization of steel in the ladle for fine alloying by injection fine meschsize alloying elements.* Scaninject II Lulea, Suedia, 1980.

[2] *Injectionnala metallurghiia* (traducerea lucrărilor Conferinței de „Metalurgia în oală", Lulea, Suedia, 177). Moscova, Metallurghiia, 1981.

[3] Voronova, N. A. *Desulfurații ciuguna magneim.* Moscova, Metallurghiia, 1980.

[4] Krescianovski, N. S. și Sidorenko, M. F. Moscova *Modifitirovanie stali.* Izdatelstvo Metallurghiia, 1970.

[5] Morrison, J. C. *Modifitirovanie ciuguna i stali Ni—Mg ligaturoi.* În: Express Informația, nr. 3, 1975, p. 23—24.

[6] Apelian, D., O'Malley, R. și Dremann, C. *Injection of nonboyant particles.* Scaninject II Luea, Suedia, 1980.

[7] Sidorenko, M. F., Kudrin, V. A. și Smirnov, N. A. *Powder injection intensifies the process and raises quality.* Scaninject II Lulea, Suedia, 1980.

[8] Riboud, P. și Olette, M. *Aspecte fundamentale ale desulfurării fontei și oțelului de către magneziu sau calciu și compușii săi.* În: C.I.T., Franța, nr. 4, 1979, p. 559—596.

[9] *** Brevet nr. 79441/27—IV—1982.

[10] *** Brevet nr. 79442/27—IV—1982.

REVISTA REVISTELOR

Iz. V.U.Z.-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 8, 1984

Cercetarea numerică a comportării incluziunilor de gaze în topitura solidificată, p. 1. — Interacțiunea componenților în shungitul brichetat. Formarea carburilor și pierderile de siliciu în brichete, p. 4 — Mecanismul de reducere a siliciului din silice, p. 7 — Calcularea instalației de stabilizare a temperaturii aerului cald insuflat, p. 11 — Particularitățile de amestecare a fontei cu reactivi cu agitatorul cu palete, p. 14 — Cinetica de răspîndire și de umezire cu topituri de aglomerare a suprafeței oxizilor solizi, p. 16 — Cercetarea mecanismului de interacțiune a agenților de flotație cu minerale, p. 21 — Cinetica desulfurării peletelor SSGOKA autofondante în medii gazoase cu conținut diferit de oxigen, p. 24 — Legitățile disocierii termice a hematitei în peletele de minereuri de fier, p. 28 — Cercetarea influenței numărului de stații de funcționare a distribuitorului de tip rotativ al încărcăturii asupra uniformității repartizării materialelor pe circumferința furnalului, p. 31 — Influența înălțimii stratului asupra calității peletelor de Kacikanarsk, p. 39 — Studierea frecării interne a materialelor pulverulente în cazul scurgerii prin gravitație, p. 43 — Consumul de energie primară pentru obținerea prin diferite procedee a oțelului, p. 47 — Studierea experimentală a solubilității azotului în topiturile de oxizi, p. 56 — Metodologia de modelare pe calculatorul numeric a sistemului dinamic laminor-bandă cu structură completă, p. 57 — Studierea grosimii stratului de lubrifiere la trefilare, p. 61 — Coeficientul și indicele de frecare la laminare, p. 63 — Modelul matematic al procesului de trefilare a sîrmei bimetalice, p. 67 — Comportarea retasurilor închise în lingouri la laminare, p. 71 — Cercetarea statistică a consumului de cilindri în cazul laminării oțelului U, p. 74 — Algoritm de studiere a stării de tensiune-deformare a sîrmei în cazul deformării prin încovoiere alternativă cu tensionare, p. 79 — Influența condițiilor de trefilare asupra încălzirii și repartizării temperaturii în focarul de deformare p. 83 — Optimizarea regimurilor de viteză la trefilare, p. 89 — Influența unor particularități de deformare și de construcție a pachetelor în patru straturi asupra degradării acestora la laminare, p. 94 — Formarea suprafeței benzilor zincate la dresare, p. 97 — Cercetarea la temperaturi înalte cu raze X a dilatării termice a fazelor de carburi din oțelurile de scule cu conținut mare de crom, p. 101 — Structura dendritică și neomogenitatea oțelului, modificată cu elemente alcalino-pămîntoase, p. 103 — Textura stratului superficial al oțelurilor crom-mangan la acțiunea cavitației, p. 106 — Compoziția chimică și fazică a stratului de difuziune la oțelul sulfocianurat 20, p. 109 — Influența parametrilor de călire asupra proprietăților oțelului martensitic îmbătrînibil inoxidabil 03H11N10M2T, p. 113 — Influența tratamentelor de durificare asupra rezistenței la ruperea la oboseală a oțelurilor cu conținut mare de mangan, p. 117—Influența stării magnetice asupra absorbției hidrogenului de către metalele feromagnetice, p. 122 — Modificarea hidrodinamică a fontei în formă, p. 125 — Miezuri din corindon pentru turnarea pieselor din aliaje pe bază de nichel, p. 128 — Structura și cristalizarea grafitului vermicular în fontă, p. 131—Cercetarea condițiilor de temperatură la funcționarea lingotierelor deschise, p. 134 — Studierea schimbului de căldură în preîncălzitorul cu cuvă pentru pregătirea materialelor în bucăți în vederea arderii în cuptorul rotativ, p. 137 — Studierea schimbului de căldură prin convecție a jetului de mare viteză cu suprafață plană dispusă normal în camera cuptorului, p. 141 — Aspecte termotehnice privind utilizarea în producția de fontă de furnal a aerului insuflat, încălzit pînă la 1 700—2 000°C, p. 145 — Algoritmul sincronizării productivității în sectoarele tehnologice, p. 148 — Identificarea parametrilor de proces la elaborarea în convertizorul cu oxigen, p. 155—Defalcarea portofoliului trimestrial de comenzi la laminate, p. 157 — Sistem automatizat de control al parametrilor energetici ai laminării, p. 161 — Utilizarea rezervei de timp în secțiile de convertizoare, p. 165 — Condiția eficienței și alegerea unei direcții raționale de dezvoltare a capacităților, p. 167 — Interacțiunea oxidului de carbon cu protoxidul de fier și calcinarea concentratelor magnetice de la Goka Lisakovsk în curent de gaze inerte, p. 171 — Înmuierea oțelului 65G în cazul reglementării parametrilor de laminare, p. 172 — Calculul numeric al solidificării pieselor turnate fasonate, p. 174.

Influența azotului asupra calității pieselor turnate din fontă cenușie

Dr. ing. C. Cosneanu
I.C.S.I.T.P.S.C. — București
conf. dr. ing. Rodica Apostolescu și
ing. Liana Vlăduțiu
Institutul politehnic — București

CZ: 669.162.275.144

Unele îmbunătățiri și perfecționări ale tehnologiilor din turnătorii au dus la riscul introducerii excesive a azotului în fontă, care poate proveni din fier vechi, materiale de carburare, lianți, nisipuri regenerate (liate cu rășini sintetice), vopsele etc.

Azotul poate fi absorbit de fonta lichidă în timpul topirii sau în timpul umplerii formei. Conținuturile obișnuite de azot din fontele cenușii variază între 0,004 și 0,009%, avînd efecte pozitive de formare a structurilor feritice, cu creșterea durității și rezistenței la tracțiune. La valori mai mari de 0,009% N, acesta nu este reținut în fontă, ci se degajă în timpul solidificării, provocînd defecte de porozitate și fisuri.

Datorită dezvoltării topirii în cuptoare de inducție, s-a redus proporția de fontă brută, crescînd proporția de fier vechi pînă la 50—90 %, producîndu-se o fontă cu compoziția controlată, dar necesitînd cantități mari de materiale de carburare (pînă la 3%). Aceste materiale de carburare influențează calitatea pieselor turnate: astfel, un material cu 0,3% azot produce 0,003% gaz pentru fiecare procent de material introdus, iar un adaos de 3% va duce la o fontă cu tendință ridicată de formare a fisurilor.

Cocsul de petrol conține adesea 1,5—2% azot, producînd dificultăți în turnătorii, care pot fi diminuate folosind sortul de cocs de petrol calcinat al Întreprinderii de produse cărbunoase—Slatina sau grafitul de electrozi cu 0,1—0,3% azot.

În prezent, în majoritatea turnătoriilor nu se urmărește variația conținutului de azot din materialele folosite în procesele de fabricație.

Cauzele creșterii azotului în piesele turnate pot fi unele sorturi de fier vechi — deșeuri de oțel — fontă recirculată etc.

La elaborarea fontei, variațiile conținutului de azot depind de conținutul de carbon. Astfel, la un conținut de carbon mic, nivelul de echilibru al azotului este mai mare, avînd importanță practică, cînd în cuptorul de inducție fonta este menținută la temperatură de echilibru, pentru a reduce conținutul de azot provenit din deșeurile de oțel [4].

Determinările efectuate într-o turnătorie, pe probe prelevate la elaborarea fontei, arată că nivelul conținuturilor de azot variază în limitele normale, între 0,0010 și 0,0067, și se datoresc proporției reduse de fier vechi (25—30%).

Pentru rentabilizarea topirii, s-a recomandat o rețetă de șarjare compusă din 10% fontă nouă, 30% fontă veche și 60% fier vechi, care vor mări însă conținutul actual de azot, depășind limitele maxime admisibile de 0,009—0,013%. Apare necesitatea luării de măsuri tehnologice de neutralizare a efectului negativ al azotului asupra pieselor turnate, prin adaos de titan, sub formă de ferotitan sau titan comercial bucăți, la nivel de 0,02—0,03% Ti rezidual, care va preveni fisurarea pieselor de fontă.

Tabelul 1

Proprietățile nisipurilor și conținutul de azot

Nv/Nn		Praf, %	PC, %	1	2	4h	*R/I*	*t*°C,	min.	Conținutul de N_2, p.p.m.
L_1	60/80	0,8	5,14	8	11	10	3/0,8	30	4	19,8
L_1	50/50	0,7	7,07	0	11	19	3,5/0,8	29	4	16,6
L_2	100/0	0,89	8,61	9	9	10	2,75/0,6	30	4	16,9
L_2	50/50	0,64	6,2	0	9	14	3,5/0,8	29	6	17,5
L_3	100/0	0,85	7,80	7	11	11	4/0,8	29	4	20,5
L_3	50/50	0,72	7,07	0	8	12	3,5/0,9	27	5	18,5

Obs: *Nv* — nisip vechi; *Nn* — nisip nou; *R*—rășină; *I*— întăritor; *t* — temperatura mediului înconjurător

Tabelul 2

Rezultatele determinării azotului din probe de fontă

Nr. probei	p.p.m.	mg/100 g
1	67	6,7
2	40	4,0
3	60	6,0
4	10	1,0
5	27	2,7
6	30	3,0

folosește în cantitate de 2% pentru liere, rășina va contribui cu $\frac{2,0}{100} \times 6 = 0,12\%$ azot.

În cazul probelor de nisipuri regenerate, rezultatul determinărilor s-a situat între 0,0166 și 0,0205% azot.

Datele acestor analize permit relevarea următoarelor aspecte:

— pierderile la calcinare sînt depășite față de valoarea maximă admisibilă de 4 și de 3,5% în starea de echilibru;

Tabelul 3

Probe de fontă turnată (șpan)

Numărul probei	Piesa	Defectul	Conținutul de azot, p.p.m.
1	Batiu FU 36	Sufluri la ghidaj	62
2	Batiu SNA 710×2000 FP	Sufluri la ghidaj	40
3	Batiu SPA 2000	Piesă fără defecte	20
4	Batiu SPA 2000	Lipsă material la prismele glisiere	40
5	Batiu SPA 2000	Piesă fără defecte	25
6	Batiu RU 100	Sufluri pe ghidaj	50
7	Batiu FU 36	Lipsă material la ghidaj	20
8	Batiu RU 100	Sufluri pe ghidaj	14
9	Batiu SNA 710×1000 P	Sufluri mari pe prisma ghidajului mare, apărute după prelucrare	18
10	Batiu PPA 2000×710	Lipsă material sau glisieră	26
11	Batiu SPA 2000	Fără defecte	20
12	Batiu SPA 200	Fără defecte	10

O altă sursă de azot o constituie, așa după cum se știe, rășinile sintetice folosite în procesul no—bake.

Lianții furanici conțin azot, proporțional cu cantitatea de uree sau ureo — formaldehidă din sistem, nivelul azotului din lianți variind mult, iar la unele rășini atingînd 14%.

Avantajul costului scăzut al acestor rășini este anihilat de dezavantajul că acestea provoacă fisuri și crăpături în piesele turnate.

În timpul turnării, ureea din liant se descompune și gazul se disociază în azot și hidrogen, care se dizolvă în fontă provocînd fisuri și porozități.

La conținuturi de 0,15 și 0,25% azot, defectele sînt foarte mari ducînd la neutralizarea piesei turnate.

Grosimea peretelui piesei joacă un rol important; la o grosime de 75 mm, un conținut de 0,15% N va afecta piesa, în timp ce, la o grosime de 12 mm, este posibil să nu fie afectată.

Rășinile furanice, produse la Combinatul chimic „Victoria", au specificat conținutul de azot, determinarea necesitînd o aparatură specială. Cunoscînd conținutul de azot din rășină, calculul de azot din amestecul de formare se obține astfel: la o rășină cu 6% N_2, care se

— valorile conținutului de azot remanent depășesc valoarea maxim admisibilă de 0,15% în amestecul de formare;

— conținutul de azot în nisipul regenerat nu este menținut sub valoarea de 0,05%;

— conținutul de praf în amestecuri de formare — miezuire este depășit față de 0,5% (limita admisibilă);

— valorile rezistenței la încovoiere sînt sub limitele prescrise;

— la un raport maxim de 1 : 4 masă piesă față de masă amestec, rezultă o valoare *PC* medie $\simeq$ 2,7% pentru nisipul regenerat (nerealizat decît foarte rar).

Rezultă că defectele de tip suflură conform cercetărilor proprii se datoresc conținutului depășit de azot din rășina furanică și cantităților prea mari introduse la preparare (2,75—4%).

Pentru remedierea situației s-au recomandat următoarele măsuri tehnologice:

— folosirea numai a rășinilor furnice silanizate sau a rășinii tip FR-3 care permit ca pentru utilizarea nisipului de Aghireș, sort 0,35 mm, să se reducă liantul la valori de 1,5—1,6 și 0,6—0,7% întăritor;

— utilizarea în sistem a 25—30% nisip nou și 75—70% nisip regenerat cu o valoare medie a pierderilor la calcinare de 2,7—3%;

— menținerea în stare de funcționare eficientă a sistemelor de desprăfuire a nisipului nou și regenerat, pentru ca valoarea conținutului de praf să fie 0,5—0,4%;

— asigurarea prin tehnologie a raportului minim de 4 : 1 între masa amestecului și masa metalului, pentru arderea a ~12% din rășina adăugată și eliminarea a 28% (minimum) rășină reziduală de pe grăunții de nisip;

— folosirea 100% nisip nou pentru fabricarea miezurilor, 10—14% nisip nou la amestecul de model și 5—8% nisip nou la amestecul de umplutură;

— interzicerea folosirii amestecului unic constituit din 50% nisip nou și 50% nisip regenerat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Guliaev, B. B., Lipnițki, A. M. și Obolențev, F. E. *Procedee speciale de turnare*. București, Ed. tehnică, 1972.

[2] Apostolescu, Rodica *Optimizarea parametrilor tehnologiei de formare-turnare în amestecuri liate cu rășini sintetice*. I.P.B., 1982.

[3] Cosneanu, C. *Elaborarea aliajelor de turnătorie în cuptoare electrice prin inducție*. București, Ed. tehnică, 1974.

[4] Greenhill, J. M. În: Foundry Trade Journal, S.U.A., iulie, 1981, p. 111.

REVISTA REVISTELOR

Iz. V.U.Z. — Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 11, 1984

Proprietățile suprafețelor topiturilor din sistemul $CaO—SiO_2—Al_2O_3$, p. 1 — Reducerea termică cu cărbuni a amestecurilor de MnO_2 și Fe_2O_3, p. 4 — Metoda de stabilire a parametrilor de interacțiune ai încălzirii, p. 8 — Particularitățile hidrodinamice ale interacțiunii curentului de gaze cu suprafața lichidului, p. 11 — Reducerea șlamurilor cu conținut de zinc în atmosferă cu conținuturi diferite de oxigen, p. 14 — Studierea permeabilității la gaze a aglomeratului în timpul reducerii, p. 17 — Studierea procesului de prăjire a minereului de siderit, p. 22 — Coeficientul permeabilității la gaze în cazul curgerii laminare a gazelor ca o caracteristică generală a compoziției granulometrice a încărcăturii, p. 26 — Determinarea consumului de amestecuri complexe de gaze la decarburarea buretelui de fier, p. 28 — Rezistența hidraulică a stratului imobil de pelete, p. 32 — Comportarea oxigenului în procesul de elaborare a aliajelor de precizie în cuptoare deschise cu inducție, p. 34 — Solubilitatea azotului în oțelul rapid, p. 37 — Asimilarea varului în zgura din convertizoarele cu suflare pulsatorie de oxigen, p. 40 — Cercetarea proprietăților fizice ale amestecurilor de protecție, utilizate la turnarea continuă a oțelului, p. 45 — Formarea suprafeței semifabricatului turnat continuu, p. 49 — Analiza termodinamică a procesului de oxidare a wolframului în cuptorul electric cu arc pentru elaborarea oțelului, p. 51 — Natura anomaliilor la proprietățile politerme ale topiturilor de metal, p. 54 — Analiza comparativă a deplasărilor și a vitezelor de curgere a metalului după datele experiențelor de laborator și industriale, p. 58 — Legătura dintre abaterea de la planitate a benzilor laminate la rece și spiralarea benzilor înguste după tăierea longitudinală, p. 62 — Cuplarea laminare-trefilare — un nou procedeu tehnologic de laminare, p. 64 — Optimizarea regimurilor de degroșare la laminarea pe bluming și determinarea factorilor de optimizare, p. 66 — Starea de tensiune-deformare pe suprafața liberă la laminarea roților cu canal pe conturul interior, p. 70 — Calculul alunecării lubrifiantului la determinarea parametrilor sculelor de tras, p. 74 — Metoda de calcul al cîmpului termic al dornului de la laminorul în pas de pelerin, p. 79 — Curgerea metalului la presarea pe o presă cu acțiune activă a forțelor de frecare, p. 81 — Cinetica cristalizării aliajelor amorfe $Co_{70-x}Fe_5Cr_xSi_{15}B_{10}$, p. 86 — Influența regimurilor de recoacere de recristalizare asupra structurii și proprietăților oțelului 08Iu, p. 88 — Reglarea tensiunilor de călire în piesele cilindrice cave, p. 90 — Influența tratamentului termomecanic la temperaturi înalte preliminar asupra intensificării procesului de nitrurare a oțelurilor de construcție, p. 94 — Cristalizarea dirijată a aliajului eutectic Bi—MnBi, p. 97 — Stuctura electronică a fazelor de fier în fontele cu conținut de Si, Cr, Cu și V, p. 99 — Creșterea omogenității fizico-chimice a pieselor turnate din oțel, p. 103 — Influența forțelor de frecare asupra aerodinamicii pernei de gaze din cuptoare, p. 106 — Calcularea grosimii crustei semifabricatului la ieșirea din cristalizor, p. 110 — Cercetarea răcirii corpurilor în forme cu strat fuzibil, p. 112 — O soluție a problemei încălzirii corpurilor masive prin radiație, p. 116 — Epurarea gazelor de praf și de dioxid de sulf, p. 120 — Sistem multicriterial de conducere a liniilor continue de laminare la cald, p. 125 — Cercetarea rezistenței la oboseală a oțelului pentru arcuri după tratamentul termomecanic la temperaturi înalte prin întindere elicoidală, p. 131 — Cercetarea numerică a deplasării topiturii după umplerea lingotierei, p. 131 — Cercetarea spectrală a descărcării în arc cu presiune scăzută în atmosfera cu argon, p. 132 — Rezistența filierelor durificate din aliaje dure, p. 135 — Determinarea deformării locale la sudarea prin explozie, p. 135 — Determinarea vitezei de deformare în cazul deformării învelișurilor cilindrice la viteze mari, p. 137 — Influența fazei asupra proprietăților magnetice și asupra structurii aliajului HK15IuB în cazul îmbătrînirii la deformare, p. 137— Optimizarea regimului de tratament termic al oțelului SP—33, p. 138 — Influența manganului la formarea fazelor carbidice de tip MC la revenirea oțelului, p. 139 — Durificarea oțelului 35HGSA prin încălzire în vederea forjării p. 140 — Coeficientul de conductibilitate termică a țunderului la temperaturi înalte, p. 141 — Funcționarea aparatelor de epurare a gazelor în condițiile modificării conținutului de praf al curentului de gaze, p. 141.

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennost, U.R.S.S., nr. 4, 1984

Interacţiunea dintre calitatea cocsului cu consumul specific al acestuia şi cu productivitatea bateriei de cocsificare, p. 3 — Influenţa compoziţiei încărcăturii de cărbune şi a calităţii cocsului asupra rezistenţei gurilor de vînt, p. 5 — Utilizarea raţională a materialelor cu conţinut de fier în industria de aglomerate pentru furnal, p. 7 — Căi de creştere a eficienţei economice de prelucrare a zgurelor de oţelărie în întreprinderile metalurgice din R.S.S. Ucraineană, p. 8 — Materialul mantalelor cauperelor şi conductelor de aer de la furnale, p. 10 — Experienţa utilizării antracitului în convertizoarele de 350 t la combinatul Azovstal, p. 11 — Influenţa microalierii complexe în cristalizorul de la turnarea continuă asupra proprietăţilor oţelului pentru nave, laminat la rece 14G2, p. 13 — Noutăţi în încărcarea deşeurilor, p. 14 — Creşterea eficienţei funcţionării separatoarelor de zgură şi a regeneratoarelor cuptoarelor Martin, care funcţionează cu insuflarea oxigenului în baie, p. 15 — Asimilarea tehnologiei de elaborare a oţelului în cuptoarele Martin cu utilizarea unor lănci înclinate pentru suflarea oxigenului în baie, p. 16 — Posibilităţi de îmbunătăţire a regimului termic al funcţionării cilindrilor de la laminoarele de benzi late, p. 18 — Căi de îmbunătăţire a calităţii cilindrilor de laminor, p. 20 — Studierea influenţei încălzirii repetate asupra structurii şi proprietăţilor laminatelor de oţel durificate termic, p. 22 — Forma optimă a buzei roţilor de cale ferată, p. 24 — Influenţa tratamentului termic preliminar asupra structurii şi proprietăţilor roţilor din oţel pentru sarcini grele, p. 25 — Eficienţa unei tehnologii noi de fabricaţie a sculelor din oţel rapid, p. 26 — Perfecţionarea tehnologiei de finisare a burlanelor de tubaj, p. 27 — Îmbunătăţirea calităţii ţevilor prin modernizarea mecanismelor de întoarcere-alimentare de la liniile de laminare la rece a ţevilor, p. 28 — Alegerea regimurilor de exploatare la funcţionarea automatelor de refulare la rece, p. 30 — Studierea influenţei atmosferei de cuptor asupra tendinţei oţelului 12H18N10T la coroziunea intercristalină, p. 32 — Studierea cîmpului fluxului de căldură în camera cuptoarelor adînci cu încălzire din centrul vetrei, p. 33 — Utilizarea raţională şi economia de resurse, p. 35 — Creşterea valorii metalurgice a minereului de fier în procesul de extracţie subterană, p. 37 — Analiza funcţionării supapelor cu întrerupere a gazelor, cu acţionare hidraulică cu pompă şi acumulator a aparatului de încărcare DP-9 de la Krivorojstal, p. 42 — Dispozitiv de siguranţă la linia de laminare la rece a ţevilor, p. 44 — Cercetarea influenţei înclinării axelor rolelor de sprijin ale cuptoarelor tubulare asupra încărcării pieselor de sprijin, p. 46 — Alegerea unor parametri optimi pentru cărucioarele maşinilor de aglomerare, p. 47 — Stabilirea productivităţii normate a muncii şi a efectivului de lucrători în obiectivele proiectate, p. 50 — Premise economice ale perfecţionării structurii consumului de metal de calitate superioară, p. 52 — Perfecţionarea planificării evidenţei şi calculaţiei costului ţevilor, p. 53 — Direcţiile de bază ale automatizării conducerii operative a producţiei în siderurgia R.S.S. Ucraineană, p. 54 — Sistem de conducere automată a vitezei de rostogolire a vagoanelor de la răsturnătoarele de vagoane, p. 56 — Metoda de prognozare a nivelului îmbolnăvirilor, p. 59—Estimarea nivelului puterii zgomotului convertizoarelor cu încărcătură diferită, p. 61 — Mecanizarea stringerii prafului depus în corpul de ardere a peletelor, p. 62 — Epurarea magnetică a apei de recirculaţie de la laminoare de ţunderul dispersat, p. 64 — Îmbogăţirea zgurelor de silicomangan la uzina de feroaliaje Nicopol, p. 66.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 2, 1985

Punerea la punct a unor produse de mari dimensiuni din oţel de calitate şi perspectivele lor ca materiale cu formă „aproape finită", p. 97 — Reducerea minereului de mangan Mamatwan într-un cuptor cu arc acoperit, p. 109 — Distribuţia fosforului între fondanţii bazaţi pe sodă calcinată şi var şi fierul lichid saturat cu carbon, p. 118 — Fluxul lichid care însoţeşte fenomenul de tranziţie de la starea solidă la cea lichidă, p. 127 — Cinetica defosforării şi zona de reacţie din fonta lichidă în timpul insuflării varului împreună cu oxigenul, p. 133 — Fenomenul de solidificare în timpul turnării continue orizontale cu distribuitor basculant, p. 142 — Plasticitatea critică la cald şi fisurarea transversală la turnarea continuă cu referire deosebită la compoziţie, p. 149 — Descompunerea spinoidală în sistemele Fe—Mo—Co şi Fe—Mo—V, p. 159 — Rezumatul simpozionului ţinut la 170-a întîlnire ISIJ, aprilie 1984, p. 165 — Un nou dispozitiv de prelevare a probelor în timpul elaborării oţelului, p. 174 — Aparate şi dispozitive de control pentru procedeul de turnare continuă, p. 175 — Dispozitiv de manipulare a utilajului de curăţare a ţunderului pentru sleburile calde, p. 176.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 12, 1984

Cercetarea diferitelor tipuri de alumină pentru fabricarea refractarelor corindonice, p. 7 — Hidratarea, proprietăţile reologice şi de liere a suspensiilor apoase de periclaz, p. 12 — Influenţa microstructurii asupra coeficientului de dilataţie liniară termică a ceramicii din titanat de aluminiu, p. 18 — Metodologia de măsurare a indicelui de refracţie a fazelor cu refractabilitate mare a materialelor refractare, p. 20 — Procedeu de determinare a suprafeţei specifice a materialelor granulare, p. 23 — Tehnologia de obţinere prin separare magnetică a pulberii de magnezită cu fracţiunea de 3—1 mm, p. 24 — Elaborarea tehnologiei şi asimilarea producţiei de neutralizatori corindonici de zgură, p. 26 — Experienţa utilizării manipulatoarelor automate Universal 15 şi Universal 60 pentru desprinderea materiei prime de pe presă şi aşezarea pe podul de turnare, p. 28 — Mecanisme de transport la liniile automate în industria refractarelor, p. 30 — Cîmpul de temperatură în regiunea cavităţii inelare de torcretat a căptuşelii cilindrice, p. 36 — Interacţiunea particulelor de torcretare cu suprafaţa căptuşelii, p. 40 — Torcretarea căptuşelii monolit a oalelor de turnare a oţelului cu o masă magneziocromitică, p. 41 — Studierea refractarelor din caolin după funcţionarea în creuzetul furnalului, p. 43 — Transformări fazice ale căptuşelii de şamotă din cuptorul tubular în cazul prăjirii de reducere a peletelor de minereu de fier, p. 48.

ÎNTREPRINDEREA-ANTREPRIZĂ DE CONSTRUCȚII MONTAJE METALURGICE ȘI REPARAȚII

Tîrgoviște

Str. Laminorului nr:5
telex: 17268 - I.C.M.M. Dîmbovița
cod: 0200
Tîrgoviște, jud. Dîmbovița

Execută lucrări de construcții-montaj pentru:

- combinate siderurgice
- fabrici de produse refractare
- întreprinderi de prelucrări metalurgice
- fabrici de produse cărbunoase
- întreprinderi de extragere și prelucrare a aluminiului, precum și reparații capitale de agregate siderurgice și din industria aluminiului

E 3280

R 1985 SEP 1 2

METALURGIA

Kohászat

REFERÁLVA

8

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 8 • AUGUST 1985

ÎNTREPRINDEREA-ANTREPRIZĂ DE CONSTRUCȚII MONTAJE METALURGICE ȘI REPARAȚII

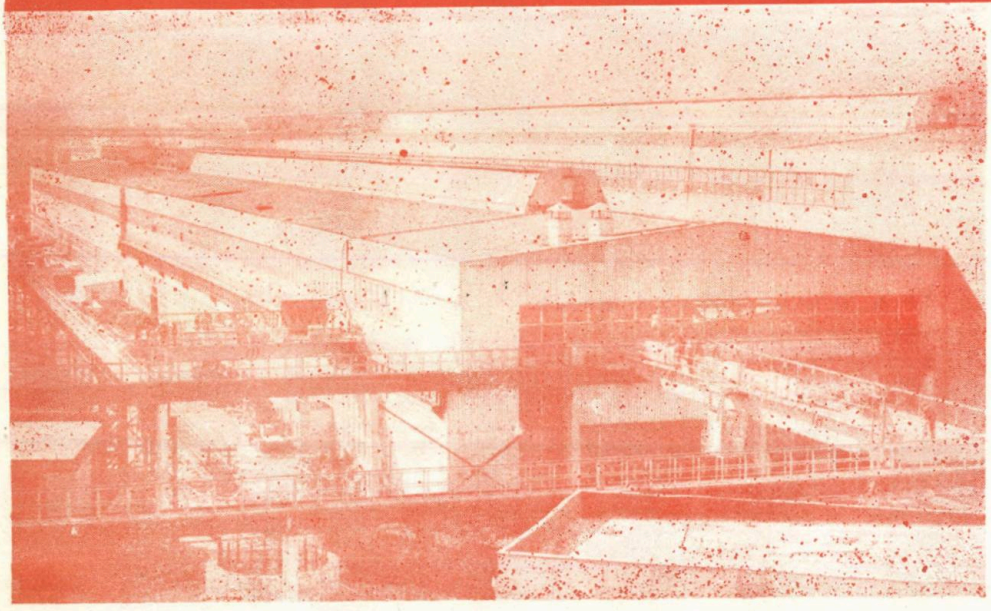
REȘIȚA

În execuţia lucrărilor de construcţii-montaj foloseşte procedee şi tehnologii noi, bazate pe mecanizare intensivă, în scopul ridicării productivităţii muncii şi obţinerii unei calităţi superioare, fiind dotată cu :

- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacitate pînă la 140 t;
- o gamă multiplă de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare;
- instalaţii de prefabricare a elementelor de beton;
- instalaţii de sortare pentru obţinerea agregatelor necesare întregii producţii de beton fabricate în întreprindere

EXECUTĂ lucrări de construcţii-montaj specifice combinatelor siderurgice:

- Laminoare
- Furnale
- Baterii de cocsificare
- Fabrici de dolomită
- Oţelării Martin
- Fabrici de oxigen
- Instalaţii electrice de mecanizare şi automatizare
- Lucrări de CF şi drumuri
- Montaje de cuptoare pentru produse refractare
- Hale pentru construcţii metalice şi utilaj metalurgic



Str. 6 Martie, tel. 12950; 13186
Telex : 74218
REŞIȚA

METALURGIA

Anul 37 Nr. 8 August 1985

CUPRINS

Apa, L. : **Calculul solubilităţii azotului şi hidrogenului în oţelul lichid prin metoda echivalenţei elementelor de aliere şi compararea rezultatelor cu datele experimentale** 389

Pîrvu, Gh., Miron, V., Ionescu, Florentina, Gheorghişor G., Florea, Al. şi *Samoilescu, S.* : **Studiul fragilităţii benzii laminate la cald din oţel cu 3% Si** 394

Buzilă, S. : **Reducerea consumului de energie la elaborarea oţelului în cuptorul electric cu arc** 399

Ulmanu, V., Marcu, M. şi *Ispas, V.* : **Cercetări privind elaborarea tehnologiei de sudare a racordurilor speciale la prăjinile de foraj pentru sondeze** 404

Cojocaru, M., Suciu, M. V. şi *Voinea, E.* : **Model matematic stabilit în vederea determinării parametrilor optimi de tratament termic aplicat ţevilor fără sudură executate din oţel 43MoMn16 destinate industriei petroliere** 411

Petroiescu, L., Covasă, Gh., Vutas, D. şi *Bria, A.* : **Cubilou cu aer redistribuit, cu durată mare de utilizare, în condiţiile folosirii cocsului mărunt şi a celui de furnal** 415

Dobrescu, Gr. şi *Oană, R.* : **Unele consideraţii tehnologice privind turnarea pieselor de tip buceşă, caracterizate prin dimensiuni de gabarit şi greutăţi relativ mari** 418

Dulămiţă, T., Isac, Mihaela, Cosor, F., Bunea, D. şi *Crăciun, D.* : **Consideraţii privind calculul productivităţii cuptoarelor electrice discontinue, de tratament termic** 421

Truţia, A. şi *Ignat Fl.* : **Metodă spectrografică utilizînd discul rotitor pentru determinarea aluminiului solubil în acid din tabla electrotehnică** 424

Ienciu, M., Moldovan, P. şi *Cristea, Lidia* : **Cercetări privind filtrarea aliajelor speciale de aluminiu prin filtre inerte** 429

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Pumnea, C. şi *Niculescu, T.* : **Instalaţii moderne de retopire a metalelor cu fasciculi (jet) de electroni (I)** 433

CRONICĂ 438
DOCUMENTARE 414
REVISTA REVISTELOR 440

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BÂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 1374

CONTENTS

DC : 669.786 : 669.788

Apa, L. : **The calculation of nitrogen and hydrogen solubility in steel by the method of alloying element equivalence and by comparing the results with experimental data**

The author calculated for 1600°C and 1 atm. pressure the solubility of nitrogen and hydrogen in different alloy steels and ferrous alloys by establishing a ratio between the solubility of these gases in pure iron and their activity indexes in the presence of Yi alloying elements. The author noticed a satisfying coincidence between the calculated data and the experimental ones.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 389—393

DC : 669.018.5 : 620.178.2

Pîrvu, G., Miron, V., Ionescu, Florentina, Gheorghişor, G., Florea, Al. and Samoilescu, S. : **The study of the brittleness of 3 % Si hot rolled steel strip**

On the basis of the researches carried out on 3 % Si hot rolled steel strip plasticity, the authors reached the conclusion that the following factors have to be determined : the decrease of silica content to max. 3.20 % ; the decrease of normalizing temperature to 800°C ; the finishing process of rolled strip grain size ; the rapid cooling after rolling to temperatures bellow 600°C in order to avoid brittle phases on grain boundaries ; strip preheating to over 75°C before cold rolling.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 394—398

DC : 621.365.2 : 66.012.3

Buzilă, S. : **Energy rate reduction in electric arc furnace steelmaking**

The author shows several ways of reducing energy rate during electric arc furnace steelmaking.

Taking into account the fact that metal batch preheating which is made directly with primary energy has a 70—85 % yield, the paper presents the following ways of reducing the power rate during electric arc furnace steelmaking : metal batch preheating in bucket up to aprox. 500°C ; metal batch preheating in a separate tank from 500 to 1000°C, with oxygen and liquid fuel or methane gas ; the use of high power transformers and refining without iron ore.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 399—403

DC : 621.791 : 622.24.053

Ulmanu, V., Marcu, M. and *Ispas, V.* : **Researches on the welding technology of special joints with drilling pipe for drilling machines**

The paper presents the researches on the accomplishment of the connection between special joints and drilling pipes for drilling machines by end-to-end pressure welding operation using electric heating as well as on the determination of the optimum version of the heat treatment locally applied to the joining area and of the quality considerations imposed to drill pipes.

On the basis of researches carried out, a technological line for the manufacturing drill pipes with welded joints for drilling machines was designed.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 404—410

DC : 621.785 : 669 — 462.3

Cojocaru, M., Suciu, M. V. and *Voinea, E.* : **Mathematical model for the determination of optimum parameters of heat treatment applied to 43MoMn16 steel seamless pipes for the oil industry**

The paper presents the results of the experimental researches carried out on 43MoMn16 steel necessary for seamless pipes used in the oil industry with the view to determining the optimum heat parameters.

Starting from the minimum values of the mechanical characteristics imposed to this category of products; the authors intended to determine the optimum thermal and temporal parameters corresponding to the normalizing and tempering treatment by means of the programmed experiment method.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 411—414

DC : 621.745.34 : 669.162.16

Petroiescu, L., Covasă, Gh., Vutas, D. and Brîa, A. : **A long lasting cupola furnace with redistributed air when using coke fines and blast furnace coke**

The paper presents several improvements of 1300 mm ∅ cupola furnaces which lead to a 84—96 h campaign as well as to the use of blast furnace coke in a cupola furnace.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 415—417

DC : 621.74.03

Dobrescu, Gr. and *Oană, R.* : **Certain technological considerations on the casting process of bushings, characterized by overall dimensions and by relatively high weights.**

The authors present the conclusions of the results obtained as a result of the use of certain types of feeding network for the casting process of large bushings made of bronze with tin or aluminium.

The technologies applied lead to an increase of labour productivity, to the decrease of scrap and the improvement of the casting quality.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 418—420

DC : 621.783.2 : 65.011.4

Dulămiţă, T., Isac, Mihaela, Cosor, E., Bunea, D. and Crăciun, D. : **Considerations on the calculation of the productivity of discontinuous heat treatment electric furnace**

The paper presents a calculation method of the productivity per hour of discontinuous heat treatment electric furnaces, according to the type of heat treatment, the shape and sizes of the products which are to be submitted to heat treatment, the quantity and the composition of the batch (load, charge) as well as to the parameters related to the working regime of the facility, the installed power and specific heat losses.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 421—423

DC : 621.384.8 : 669.71

Trufia, A. and *Ignat, Fl.* : **Spectrographical method with rotative disc for the determination of acid soluble aluminium in electrical sheet**

The article presents a spectrographical method for the determination of acid soluble aluminium in siliceous sheet. This method may be applied to low alloy steels.

Metalurga 37(1985), nr. 8, p. 424—428

DC : 669.715 : 66.067.1

Ienciu, M., Moldovan, F. and *Cristea, Lidia* : **Researches on the filtration of aluminium special alloys inactive filters**

The paper presents a filtering plant equipped with vacuum inactive filters, of original conception, for high purity aluminium alloys used in high level technical fields.

By the experimental data processing, the authors determine by comparison the efficiency of filtration by different inactive filters, as well as the size and nature of nonmetallic inclusions in 2024 alloy.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 429—432

DC : 669.054.2

Pumnea, C. and *Niculescu, T.* : **Modern electron beam remelting installation for metals (I)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 433—437

INHALT

DK : 669.786 : 669.788

Apa, L. : **Die Ermittlung der Stickstoff— und Wasserstofflöslichkeit im flüssigen Stahl anhand der Methode der äquivalenten Wirkung der Legierungselemente und dem Vergleich der erhaltenen Ergebnisse mit den experimentellen Daten**

In der Arbeit wird die Löslichkeit des Stickstoffs und des Wasserstoffs in verschiedenen Legierungsstählen und Eisenlegierungen bei 1600°C und einem Druck von I Atmosphäre berechnet, indem das Verhältnis zwischen der Löslichkeit dieser Gase im Reineisen und deren Aktivitätskoeffizienten in der Gegenwart von Yi Legierungselementen festgelegt wurde. Man stellt eine befriedigende Übereinstimmung zwischen den berechneten und den experimentell erzielten Daten fest.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 389—393

DK : 669.018.5 : 620.178.2

Pîrvu, G., Miron, V., Ionescu, F., Florea, Al., Samoilescu, S. und *Gheorghişor, G.* : **Die Erforschung der Brüchigkeit des Warmbandes aus 3 % Si-haltigem Stahl**

Als Folge der Untersuchungen, die bezüglich der Verformbarkeit des Warmbandes aus 3 % Si-haltigem Stahl erfolgten, ergab sich, dass man auf folgende Faktoren einwirken muss: Verminderung des Siliziumgehaltes bis auf max. 3,20 %; Temperatursenkung bis auf 800°C beim Normalglühen; Körnungsverfeinerung des Warmbandes; schnelle Kühlung, nach dem Walzen, bis auf Temperaturen unter 600°C zur Vermeidung der Fällung brüchiger Phasen in den Korngrenzen; Erwärmung des Bandes vor dem Kaltwalzen auf über 75°C.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 394—398

DK : 621.365.2 : 66.012.3

Buzilă, S. : **Energieverbrauchssenkung bei der Stahlherstellung im Lichtbogenofen**

In der Arbeit werden einige Möglichkeiten zur Verminderung des Energieverbrauchs bei der Stahlherstellung im Lichtbogenofen beschrieben.

Da die Vorwärmung des metallischen Einsatzes unmittelbar mit Hilfe von Primärenergie — mit einem Wirkungsgrad von 70 — 85 % — erfolgt, werden in der Arbeit folgende Möglichkeiten zur Energieverbrauchssenkung, während der Stahlherstellung im Lichtbogenofen, angeführt: die Vorwärmung auf etwa 500°C des metallischen Einsatzes aus dem Kübel; die Vorwärmung des metallischen Einsatzes, von 500 auf 1000°C mittels Sauerstoff, flüssigem Brennstoff oder Methan in einen einzelnen Ofenschacht; die Nutzung der Grosstransformatoren; das Frischen ohne Erz.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 399—403

DK : 621. 791 : 622.24.053

Ulmanu, V., Marcu, M. und *Ispas, V.* : **Forschungen zur Erarbeitung einer Technologie des Schweissens der speziellen Rohransätze der Bohrstangen für Schürfbohranlagen**

Die vorliegende Arbeit stellt die Forschungen bezüglich der Ausführung des Zusammenschweissens spezieller Schweissanschluss — Rohransätze für Schürfbohranlagen vor: unter Druck, bei den Enden, durch elektrische Heizung. Man legt auch die optimale Variante der lokalen Wärmebehandlung fest, die an die Schweisszone angewandt wird und man stellt die Qualität der Bohrstange vor.

Infolge der durchgeführten Forschungen wurde eine Verfahrensroute für die Herstellu ngder Bohrstangen mit Schweissanschlüssen für Schürfbohranlagen aufgestellt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 404—410

DK : 621.785 : 669 — 492.3

Cojocaru, M., Suciu, M.V. und *Voinea, E.* : **Mathematisches Modell zur Bestimmung der optimalen Wärmebehandlungsparameter für nahtlose für die Erdölindustrie vorgesehene Röhre aus 43MoMn16—Stahl**

In der Arbeit werden die auf 43 MoMn16-Stahl durchgeführten experimentellen Ergebnisse für die Herstellung nahtloser Röhre aus der Industrie vorgestellt, um die optimalen Wärmebehandlungsparameter zu bestimmen. Von den Minimalwerten der mechanischen Eigenschaften, ausgehend die von dieser Produktgruppe gefordert werden wurde die Bestimmung der optimalen thermischen und zeitlichen Parameter entsprechend der Normalglühungs- und Anlassglühungsbehandlung mit Hilfe der Methode des programmierten Experimentes angestrebt.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 411—414

DK : 621.745.34 : 669.162.16

Petrolescu, L., Covasă, Gh., Vutas, D. und *Bria, A.* : **Kupolofen mit neuverteilter Luft und grosser Anwendungsdauer unter Einsatz von kleinstückigem Koks und Hochofenkoks**

Die Arbeit stellt eine Reihe von bautechnischen Verbesserungen der 1300 mm Ø Kupolöfen vor, die zu einer von 84 ...96 dauernde Hochofenreise sowie zur Anwendungsmöglichkeit des Hochofenkokses im Kupolofen geführt hat.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 415—417

DK : 621.74.03

Dobrescu, Gr. und *Oană, R.* : **Einige technologische Betrachtungen betreffs des Giessens büchsenartiger Bauteilen, die durch aktive Abmessungen und relativ hohe Gewichte gekennzeichnet sind**

Die Verfasser beschreiben die Schlussfolgerungen betreffs der Ergebnisse, die durch Nutzung einiger für das Giessen grosser büchsenartiger Bronze-, Zinn- oder Aluminiumbauteile, die für verschiedene Arten von Zuführungsnetze vorgesehen wurden, erzielt worden sind.

Die angewandten Technologien führen zur Erhöhung der Arbeitsleistung, zur Entfallverminderung und zur Qualitätserhöhung der Gussstücke.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 418—420

DK : 621.783.2 : 65.011.4

Dulămiţă, T., Isac, Mihaela, Cosor, E., Bunea, D. und Crăciun, D. : **Betrachtung enzur Ermittlung der Leistungsfähigkeit von diskontinuierlichen Wärmebehandlungselektroöfen**

Die vorliegende Arbeit stellt eine Berechnungsmethode der stündlichen Leistungsfähigkeit der diskontinuierlichen Wärmebehandlungselektroöfen vor, je nach: Wärmebehandlungsverfahren, Form und Abmessungen der Produkte — — die wärmebehandelt sein müssen—, Grösse und Beschaffenheit des Möllers sowie auch die von der Betriebsweise bedingten Kenngrössen der Anlage und die spezifischen Wärmeverluste.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 421—423

DK : 621.384.8 : 669.71

Truţia, A. und *Ignat, Fl.* : **Spektrographische Methode mit Drehscheibe für die Bestimmung des säurelöslichen Aluminiums aus dem Elektroblech**

Die Arbeit befasst sich mit einer spektrographischen Methode für die Bestimmung des säurelöslichen Aluminiums aus kieselsäurehaltigen Blechen, die auch für niedriglegierte Stähle anwendbar ist.

Die Erhöhung der Empfindlichkeit der Methode wird durch die entsprechende Verwendung der spektrographischen Geräte, durch die Vervollkommnung der Experimentaldatenverarbeitungsmethoden, sowie auch durch die Anwendung von angemessenen Eichmassen und von genauen vergleichenden Ablesemethoden erzielt.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 424—428

DK : 669.715 : 66.067.1

Ienciu, M., Moldovan, P. und *Cristea, Lidia* : **Forschungen zum Filtern der Speziallegierungen aus Aluminium mit Hilfe inerter Filter**

In der Arbeit wird eine Filtereinheit mit inerten Vakuumfiltern, origineller Konzeption, für hochreine Aluminiumlegierungen vorgestellt, die für die Spitzenbereiche der Technik entwickelt wurde.

Durch die Verarbeitung der experimentellen Daten wurden vergleichsmässig die Leistungsfähigkeit der Filtrierung durch verschiedene inerte Filter sowie die Grösse und Beschaffenheit der nichtmetallischen Einschlüsse aus der 2024 Legierung bestimmt.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 429—432

DK : 669.054.2

Pumnea, C. und *Niculescu, T.* : **Moderne Metalleinschmelzanlagen mit Elektronenstrahl (I)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 433—437

SOMMAIRE

CD : 669.786 : 669.788

Apa, L. : **La détermination de la solubilité du nitrogène et de l'hydrogène dans l'acier liquide par la méthode de l'équivalance des éléments d'alliage et la comparaison des résultats avec les données expérimentales**

L'auteur détermine la solubilité du nitrogène et de l'hydrogène en différents aciers alliés et alliages ferreux à 1600°C et 1 atm., en établissant le rapport entre la solubilité de ces gaz dans le fer pur et leurs coefficients d'activité en présence des éléments d'alliage Yi. On constate une coïncidence satisfaisante entre les données calculées et les données expérimentales.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 389—393

CD : 669.018.5 : 620.178.2

Pîrvu, G., Miron, V., Ionescu, F., Gheorghişor, G., Florea, Al. et *Samoilescu, S.* : **L'étude de la fragilité des bandes en acier à 3 % Si, laminées à chaud**

A la suite des recherches concernant la plasticité des bandes en acier à 3 % Si laminées à chaud, les auteurs ont tiré la conclusion qu'il faut actionner dans les directions suivantes : la diminution de la teneur en silice jusqu'à max. 3,20 % ; la chute de la température de normalisation à 800°C ; le traitement d'affinement du grain de la bande laminée à chaud ; le refroidissement rapide après le laminage aux températures jusqu'à 600°C pour éviter la précipitation des phases fragiles sur les limites des grains ; le chauffage de la bande au dessus de 75°C avant le laminage à froid.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 394—398

CD : 621.365.2 : 66.012.3

Buzilă, S. : **La diminution de la consommation énergétique à l'élaboration de l'acier dans le four électrique à arc**

On présente quelques possibilités de diminution de la consommation énergétique à l'élaboration de l'acier dans les fours électriques à arc

A partir du fait que le rendement du préchauffage de la charge métallique directement par l'énergie primaire est de 70 — 85 %, on mentionne les suivantes possibilités de diminution de la consommation énergétique : le préchauffage de la charge métallique dans la benne jusqu'à 500°C ; le préchauffage de la charge métallique de 500°C à 1000°C dans une cuve séparée en utilisant de l'oxygène et du combustible liquide ou du méthane ; l'emploi des transformateurs de puissance élevées et le rafinnement sans minerais.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 399—403

CD : 621.791 : 622.24.053

Ulmanu, V., Marcu, M. et *Ispas, V.* : **Recherches concernant l'élaboration de la technologie de soudage des raccords pour les tubes de forage des sondeuses**

On présente des recherches concernant la réalisation des joints des tubes de forage pour sondeuses par le soudage par pression, bout à bout, avec chauffage électrique, la détemination de la variante optimale de traitement thermique local appliqué au joint, de même que les conditions de qualité imposées au tube de forage.

A la suite des recherches effectuées, on a réalise une ligne technologique de fabrication des tubes de forage pour sondeuses ayant des raccords soudés.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 404—410

CD : 621.785 : 669—462.3

Cojocaru, M., Suciu, M. V. et *Voinea, E.* : **Modèle mathématique pour déterminer les meilleurs paramètres de traitement thermique des tubes sans soudure en acier 43MoMn16 pour l'industrie pétrolière**

On présente les résultats des recherches expérimentales effectuées sur l'acier 43MoMn16 destiné à l'exécution des tubes sans soudure pour l'industrie pétrolière, en vue de déterminer les meilleurs paramètres de traitement thermique.

A partir des valeurs minima des caractéristiques mécaniques imposées à cette catégorie de produits, on a déterminé par la méthode de l'expériment programmé les meilleures paramètres thermiques et temporels qui correspondent au traitement de normalisation et de revenu.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 411—414

CD : 621.745.34 : 669.162.16

Petrolescu, L., Covasă, Gh., Vutas, D. et *Bria, A.* : **Cubilots à vent redistribué à longue emploi, en utilisant du petit coke et du coke de haut fourneau**

On présente une série de parachèvements constructifs de certains cubilots de 1300 ∅, qui ont contribué à la réalisation d'une campagne de 84 — 96 heures, de même qu'à la possibilité d'utiliser le coke de fourneau dans le cubilot.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 415—417

CD : 621.74.03

Dobrescu, Gr. et *Oană, R.* **Considérations technologiques concernant la coulée des pièces du type moyeu qui ont des dimensions et des poids relativement élevés**

Les auteurs présentent les conclusions obtenues à la suite de l'emploi de certaines recettes d'alimentation pour la coulée des pièces du type moyeu en bronzes à l'étain ou à l'aluminium.

Les résultats des technologies utilisées sont l'augmentation de la productivité du travail, la diminution de la quantité de rebuts et le perfectionnement de la qualité des pièces.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 418—420

CD :621.782.2 :65011.9

Dulămiță, T., Isac, Mihaela, Cosor, E., Bunea, D. et Crăciun, D. : **Considerations concernant la détermination de la productivité des fours électriques discontinus de traitement thermique.**

L'article présente une methode de calcul de la productivité horaire des fours électriques discontinus de traitement thermique, en fonction du type de traitement, de la forme et des dimensions des produits qui seront soumis au traitement thermique, de la dimension et de la composition de la charge et aussi des paramètres liés au régime de travail de l'outillage, au pouvoir installé et aux pertes thermiques spécifiques.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 421—423

CD : 621.384.8 : 669.71

Trufia, A. et *Ignat, Fl.* : **Méthode spectrographique à l'aide du disque rotatif pour déterminer l'aluminium de la tôle électrotechnique soluble dans l'acide**

Les auteurs présentent une méthode spectrographique pour déterminer l'aluminium de la tôle électrique soluble dans l'acide ; cette methode peut être appliquée aussi aux aciers faiblement alliés.

L'augmentation de la sensibilité de la méthode se réalise par un emploi adéquate de l'appareillage spectrographique, par de meilleurs méthodes de traitement des données expérimentales, par l'utilisation de certains étalons adéquats et de certaines méthodes précises de lecture comparée.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 424—428

CD : 669.715 : 66.067.1

Ienciu, M., Moldovan, P. et *Cristea, Lidia* : **Recherches concernant le filtrage des alliages spéciaux d'aluminium par des filtres inertes**

On présente une installation de filtrage par des filtres inertes en vide, de conception propre, pour les alliages d'aluminum de haute pureté, utilisés dans les domaines de pointe de la technologie.

Par le traitement des données expérimentales, on a déterminé par comparaison l'efficacité du filtrage à l'aide de divers filtres inertes de même que les dimensions et la nature des inclusions non-métalliques de l'alliage 2024.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 429—432

CD : 669.054.2

Pumnea, C. et *Niculescu, T.* : **Installations modernes pour la refusion des métaux par le faisceau d'électrons (I)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 433—437

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.786: 669.788

Ана, Л.: **Расчет растворимости азота и водорода в жидкой стали методом эквивалентности легирующих элементов и сравнение результатов с экспериментальными данными**

Проводится расчет для 1600°С и давления I атм. растворимости азота и водорода в различных легирующих сталях и железных сплавах устанавливая отношение между растворимостью этих газов в чистом железе и их показателями активности в присутствии легирующих элементов yi. Установлено удовлетворительное соответствие между расчетными и экспериментальными данными.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 389—393

ДК : 669.018.5 : 620.178.2

Пырву, Г., Мирон, В., Ионеску, Флорентина, Георгишор, Г., Флорея, А. и *Самоилеску, С.:* **Изучение хрупкости горячекатанной стальной полосы с 3% Si**

В следствии проведенных исследований над пластичностью горячекатанной стальной полосы с 3% Si необходимо действовать на следующие факторы: снижение содержания кремния до максимум 3,20%; снижение температуры нормализации до 800°С; отделка зернистости горячекатанной полосы; скоростное охлаждение после прокатки до температуре мин. 600°С для избегания выпадения хрупких фаз на границах зерен; нагрев полосы сверх 75°С перед холодной прокаткой.

Metalurgia 37(1987), nr. 8, p. 394—398

ДК: 621.365.2: 66.012.3

Бузилэ, С.: **Снижение расхода энергии при выплавке стали в дуговых печах**

В работе представлены некоторые возможности снижения расхода энергии при выплавке стали в дуговых печах.

Так как предворительный нагрев садки металла прямо первичной энергией производится при коэффициенте 70—85%, в работе указываются следующие возможности снижения расхода электроэнергии при выплавке стали в дуговых печах: предварительный нагрев садки металла в бадьи приблизительно до 500°С; предварительный нагрев садки металла в отдельной шахте от 500 до 100°С кислородом и жидким топливом или природным газом; применение мощных трансформаторов; рафинирование без руды.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 399—403

ДК: 621.791: 622.24.053

Улману, В., Марку, М. и *Испас, В.:* **Исследования по разработке технологии сварки замок соединения буровых штанг для деррик-вышек**

В работе представлены исследования по реализации соединения замок-буровая штанга для деррик-вышек сваркой под давлением, встыком, электронагревом, а также и по определению оптимального варианта местной термообработки, примененной зоне стыка и качественным условиям требуемых буровым штангам.

Была реализована технологическая линия производства буровых штанг с соединениями для деррик-вышек.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 404—410

ДК: 621.785: 669-462.3

Кожокару, М., Сучю, М. и *Войнеа, Е.:* **Математическая модель для определения оптимальных параметров используемой термообработки бесшовным трубам из стали 43 MoMn16 для нефтяной промышленности.**

В работе представлены результаты проведенных опытных исследований на стали 43MoMn16, предназначенная изготовлению бесшовных труб для нефтяной промышленности. Исходя от минимальных значений преследовалось определение методом программированного эксперимента термических и оптимальных временных параметров, соответственных нормализацию и отпуску.

Metalurgia 37 (1985), nr. 8, p. 411—414

ДК: 621.745.34:669.162.16

Петреску, Л., Ковашэ, Г., Виташ, Д. и *Бриа, А.:* **Вагранка с перераспределенным воздухом, с высокопродолжительностью использования в условиях применения коксовой мелочи и доменного кокса**

Работа представляет ряд конструктивных усовершенствований вагранок с О 1300 мм, которые привели к реализованию продолжительности работы 84 ... 96 часов, а также и к возможности использования доменного кокса в вагранке.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 415—417

ДК: 621.74.03

Добреску, Г. и *Оанэ, Р.:* **О некоторых технологических соображениях по отливке деталей типа втулка, характеризующиеся большими габаритными размерами и относительным тяжелым весом**

Представлены выводы полученных результатов при применении некоторых типов питающих сетей для отливки больших деталей типа втулка, из оловянистого бронза или алюминия.

Используемые технологии привели к повышению производительности труда, снижению брака и улучшению качества деталей.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 418—420

ДК: 621.783.2: 65.011.4

Дулэмицэ, Т., Исак, Михаела, Косор, Е., Бунела, Д. и *Крэчун, Д.:* **Соображения по расчету производительности электропечей для термообработки**

Работа представляет метод расчета производительности электропечей для термообработки в зависимости от типа термообработки, формы и размеров изделий следующие термической обработки, величины и способа составления завалки, а также и от параметров, связанных с рабочим режимом оборудования, от установленной мощности и специфических термических потерь.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 421—423

ДК: 621.384.8: 669.71

Трушиа, А. и *Игнат, Ф.:* **Спектрографический метод, используя вертушку для определения кислоторастворимого алюминия из листовой электротехнической стали**

В статье представлен спектрографический метод для определения кислоторастворимого алюминия из силикатной листовой стали, применимый и малолегированным сталям.

Повышение чувствительности метода происходит применением более подходящих спектрографических аппаратов и сложных методов обработки экспериментальных данных, применением целесообразных образцов и точных методов сравнительного чтения.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 424—428

ДК: 669.715: 66.067.1

Иенчю, М., Молдован, П. и *Кристеа, Лидия:* **Исследования по фильтрованию специальных алюминиевых сплавов через инертные фильтры**

В статье представлено отделение фильтрования инертными фильтрами, в вакууме, собственной концепции, для высокочистых алюминиевых сплавов, предназначенных вершинам техники.

Обработкой экспериментальных данных сравнительно определены эффективность фильтрования различными инертными фильтрами, а также величина и натура неметаллических включений из сплава 2024.

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 429—432

ДК: 669.054.2

Пумнеа, К. и *Никуклеску, Т.:* **Современные установки для переплава металла электронным пучком (I)**

Metalurgia 37(1985), nr. 8, p. 433—437

METALURGIA 8

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Dr. ing. L. Apa

Calculul solubilităţii azotului şi hidrogenului în oţelul lichid prin metoda echivalenţei elementelor de aliere şi compararea rezultatelor cu datele experimentale

CZ : 669.786 :669.788

Într-o serie de lucrări anterioare [1], [2], [12] s-a arătat că solubilitatea $\chi_X^{Y_i}$ a unui gaz X într-un oţel aliat cu elementul de aliere Y_i rezultă din raportul :

$$\chi_X^{Y_i} = \frac{\chi_X^0}{\gamma_X^{Y_i}} \qquad (1)$$

sau :

$$\ln \chi_X^{Y_i} = \ln \chi_X^0 - \ln \gamma_X^{Y_i} \qquad (1,\ a)$$

în care χ_X^0 este solubilitatea gazului în fierul pur, iar $\gamma_X^{Y_i}$, coeficientul de activitate a gazului X în aliajul Fe — Y_i. S-au calculat, în lucrările menţionate, mărimile care intervin în relaţia (1), dependenţa acestora de concentraţie [1] şi temperatură [2]. Pentru calculul coeficientului de activitate $\gamma_X^{Y_i}$, s-a preconizat o variantă simplificată a metodei echivalenţei elementelor de aliere, folosindu-se parametrii de interacţiune $\varepsilon_X^{Y_i}$.

După cum s-a arătat, acţiunea echivalentă a elementelor de aliere se bazează pe faptul că pentru două sisteme ternare Fe — Y_i — X şi Fe — Y_E — X, având aceeaşi solubilitate pentru gazul X, respectiv acelaşi coeficient de activitate, γ_X, raportul concentraţiilor elementelor de aliere y_i/y_E se păstrează constant pentru o gamă largă a concentraţiilor :

$$\left[\frac{y_E}{y_i}\right]_{\gamma_X = \text{const.}} = [k_X^{Y_i}]_E \qquad (2)$$

şi depinde în mică măsură de temperatură. Aceasta permite ca, luînd în considerare un element oarecare Y_E ca element de referinţă, concentraţia tuturor celorlalte să se poată exprima în funcţie de prima, asociindu-le un factor de echivalenţă, $[k_X^{Y_i}]_E$, care se poate calcula în condiţiile γ_X = const. În lucrările menţionate mai sus s-a ales ca element de referinţă siliciul. Concentraţia în echivalent siliciu $y_{SiE}^{Y_i}$ a elementului Y_i este deci $y_i[k_X^{Y_i}]_{Si}$ şi este o mărime convenţională putînd avea valori pozitive sau negative după semnul lui $[k_X^{Y_i}]_{Si}$. Exprimarea concentraţiilor tuturor elementelor de aliere în concentraţii echivalente de siliciu permite însumarea acestora în cazul sistemelor multicomponente şi aplicarea metodei şi la oţelurile cu mai multe elemente de aliere.

În prezenta lucrare, pe baza datelor comunicate în articolele menţionate mai sus şi cuprinse în relaţia (1), se calculează solubilităţile azotului şi hidrogenului pentru o serie foarte variată de oţeluri aliate şi aliaje feroase, pentru care s-au găsit date experimentale comunicate în literatura de specialitate. Pentru comparabilitate, concentraţiile au fost exprimate în fracţii molare.

Calculele au fost efectuate pentru temperatura de 1 600°C şi $p_{X_2} = 1$ atm, folosindu-se următoarele relaţii :

— *Pentru factorii de echivalenţă* $[k_N^{Y_i}]_{Si}$ şi $[k_H^{Y_i}]_{Si}$:

$$\left.\begin{aligned}[k_N^{Y_i}]_{Si} &= \frac{\varepsilon_N^{Y_i}}{\varepsilon_N^{Si}} \\ [k_N^{S_i}]_{Si} &= \frac{\varepsilon_H^{Y_i}}{\varepsilon_H^{Si}}\end{aligned}\right\} \qquad (3)$$

în care $\varepsilon_N^{Y_i}$ şi $\varepsilon_H^{Y_i}$ reprezintă parametrii respectivi de interacţiune (pentru siliciu s-au folosit valorile $\varepsilon_N^{Si} = 6{,}64$ şi $\varepsilon_H^{Si} = 3{,}55$, ca în lucrările anterioare). Factorii de echivalenţă, determinaţi astfel şi care au fost utilizaţi în calcule, se arată în tabelul 1.

Tabelul 1

Factorii de echivalenţă folosiţi în relaţia 6) pentru determinarea solubilităţilor azotului şi hidrogenului în oţelul lichid, exprimate în fracţii molare

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Mo	Ta	V	W	Nb	Cu	Ge
$[k_N^{Y_i}]_{Si}$	1,089	1,000	−0,681	−1,505	0,393	0,321	−0,824	−4,380	−3,15	−0,573	−3,987	0,202	—
$[k_H^{Y_i}]_{Si}$	1,014	1,000	−0,061	−0,117	−0,104	0,045	−0,0056	—	−0,434	0,434	−0,615	0,14	0,778

— *Pentru concentraţiile echivalente* ale elementelor de aliere Y_i exprimate în echivalent siliciu :

$$\left.\begin{aligned} y_{SiE}^{Y_i} &= [k_N^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i = \frac{\varepsilon_N^{Y_i}}{\varepsilon_N^{Si}} \cdot y_i \\ y_{SiE}^{Y_i} &= [k_H^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i = \frac{\varepsilon_H^{Y_i}}{\varepsilon_H^{Si}} \cdot y_i \end{aligned}\right\} \quad (4)$$

— *Pentru coeficienţii de activitate* γ_N, γ_H în cazul unor oţeluri cu n elemente de aliere :

$$\left.\begin{aligned} \ln \gamma_N &= \varepsilon_N^{Si} \sum_{i=1}^{n} [k_N^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i \\ \ln \gamma_H &= \varepsilon_H^{Si} \sum_{i=1}^{n} [k_H^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i \end{aligned}\right\} \quad (5)$$

— *Pentru solubilităţile* azotului χ_N şi hidrogenului χ_H exprimate în fracţii molare :

$$\left.\begin{aligned} \ln \chi_N &= \ln \chi_N^0 - \ln \gamma_N = \ln \chi_N^0 - \varepsilon_N^{Si} \sum_{i=1}^{n} [k_N^{Y_i}] \cdot y_i \\ \ln \chi_H &= \ln \chi_H^0 - \ln \gamma_H = \ln \chi_H^0 - \varepsilon_H^{Si} \sum_{i=1}^{n} [k_H^{Y_i}] \cdot y_i \end{aligned}\right\} \quad (6)$$

Solubilităţile azotului şi hidrogenului în fierul pur (χ_N^0, respectiv χ_H^0) au fost calculate cu ajutorul relaţiilor :

$$\left.\begin{aligned} \log \chi_N^0 &= -\frac{297{,}57}{T} - 2{,}596 \\ \log \chi_H^0 &= -\frac{1\,700}{T} - 1{,}950 \end{aligned}\right\} \quad (7)$$

în care T reprezintă temperatura în grade K, relaţii care pentru $T = 1\,600$°C şi presiunea de 1 atm au condus la $\chi_N^0 = 0{,}00176$ şi $\chi_H^0 = 0{,}00139$.

Rezultatele calculelor efectuate, folosind relaţiile prezentate mai sus pentru o serie de oţeluri aliate şi aliaje feroase, se arată în tabelul 2 pentru azot şi în tabelul 3 pentru hidrogen, respectiv figurile 1 şi 2, în comparaţie cu datele experimentale comunicate în literatura de specialitate (de la [3] la [11]).

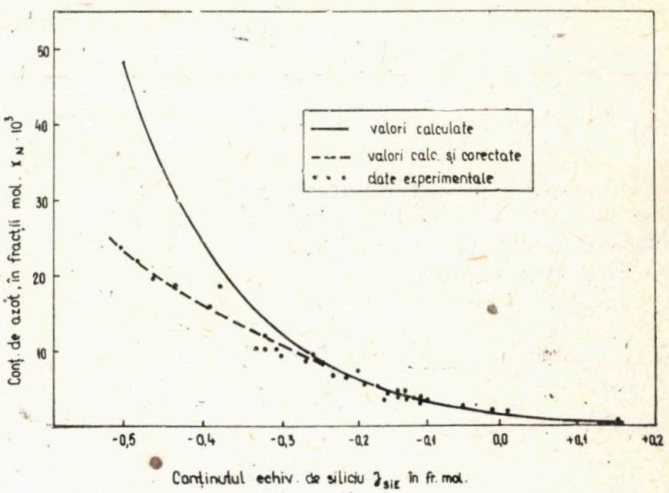


Fig. 1. Comparaţie între solubilitatea azotului calculată şi cea determinată experimental

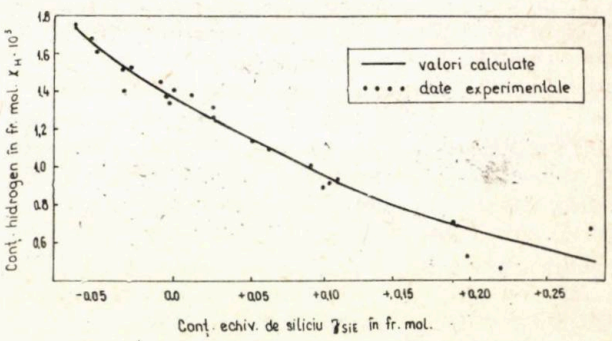


Fig. 2. Comparaţie între solubilitatea hidrogenului calculată şi cea determinată experimental

Se constată următoarele :

— *Pentru azot*, dacă conţinutul echivalent de siliciu nu depăşeşte −0,25 fracţii molare, adică există o anumită compensare a influenţei elementelor care măresc solubilitatea azotului (Cr, Mo, Mn, Nb, Ta etc.) de către cele care micşorează această solubilitate (Ni, Co, C, Si ş.a.), diferenţele între valorile calculate şi datele experimentale sînt în general sub ±10%, chiar la un grad înalt de aliere a oţelului. Astfel, de exemplu (poz. *22* din tab. 2) la un conţinut de numai 30% Fe şi restul

Tabelul 2

Comparație între solubilitatea azotului în oțelul lichid calculată și cea determinată experimental

Nr. crt.	Compoziția chimică a oțelului, % de greutate					Si echiv., fr. mol.	χ_N 10^3, fr.mol.		Sursa pt. exp.
	Cr	Ni	Mo	Mn	Alte elemente de aliere		Calcul.	Experim.	
1		40				+0,153	0,64	0,52	[7]
2		18,0			21 %Co	+0,134	0,72	0,61	[3]
3		10,0			2 % Ta	+0,0104	1,64	1,70	[4]
4		5,0			2 %Ta	−0,0086	1,86	1,86	[4]
5	3,5					−0,0564	2,57	2,60	[7]
6	10,0	18,0	2,0			−0,1046	3,52	3,53	[3]
7	10,0	18,0		2,0		−0,1080	3,60	4,02	[4[
8	5,0				2 % Ta	−0,1087	3,62	3,57	[3]
9	10,0	18,0	5,0			−0,1206	3,92	3,94	[3]
10			5,0		3 % V	−0,1295	4,16	4,37	[3]
11	8,0			10,0	2 %Si ; 0,4 %C	−0,1324	4,24	4,76	[6]
12	10,0	9,0	2,0			−0,1379	4,39	4,28	[3]
13	10,0	9,0		2,0		−0,1409	4,48	4,63	[3]
14	10,0	9,0	5,0			−0,1542	4,90	4,69	[3]
15	10,0	10,0		5,0		−0,1579	5,02	4,36	[3]
16					5 %V	−0,1711	5,48	5,45	[3]
17	10,0				2 %Ta	−0,1891	6,18	5,91	[4[
18 (incaloy)	20,6	33,5		0,83	0,49 % Si	−0,2015	6,72	7,20	[5]
19 (alloy)	19,7	29,6	2,58	1,04	0,94 % Nb ; 3 % Cu ;	−0,2141	7,29	6,92	[5]
20	10,0				1,51 %Si	−0,2343	8,34	7,05	[4]
21	16,0			10,0	5 % Ta				[4]
22 (N.155)	20,8	20,1	2,62	1,47	2 % Si ; 0,4 % C 0,39 % Si ; 2,81 % W ; 20,1 % Co ; 1,13 % Nb	−0,2534	9,48	8,88	[6]
23	18,0	5,0				−0,2580	9,75	8,95	[5]
24	18,0	8,0				−0,2676	10,4	8,8	[3]
25	20,0	8,0		2,0	2 % Ta	−0,2988	12,8	10,0	[4]
26	20,0	8,0	5,0			−0,3019	13,0	10,2	[3]
27	20,0	8,0		5,0		−0,3180	14,6	10,5	[3]
28 (S.590)	20,3	20,2	3,9	1,12	4,49 % W ; 0,41 % Si ; 20,2 % Co ; 3,96 % Nb	−0,3213	14,83	12,08	[3]
29	24,0			10,0	2 % Si ; 0,4 % C	−0,3309	15,8	10,9	[5]
30	25,0	16,0		7,0		−0,3715	20,7	18,87	[6]
31	30,0	14,0	2,0			−0,3833	22,4	15,8	[3]
32	30,0	7,0		2,0		−0,4326	31,1	18,8	[3]
33	30,0	7,0		5,0		−0,4568	36,5	19,77	[3]
34	32,0			10,0	2 %Si ; 0,4 %C	−0,4756	42,3	21,93	[3] [6]
35	33,0	8,0		2,0		−0,4845 −0,4979	43,9 47,9	33,0 24,2	[3]

elemente de aliere (aliajul N.155 Fe—Cr—Ni —Co), metoda preconizată dă valori apropiate de cele determinate experimental (0,00975 față de 0,00895).

De la valoarea de $y_{SiE} > |0{,}25|$, diferențele între valorile determinate prin metoda simplificată a echivalenței elementelor de aliere și cele stabilite experimental cresc progresiv, ajungînd la peste 100 %. Această creștere regulată a diferențelor permite ajustarea valorilor calculate pe baza relațiilor (6) și extinderea metodei și asupra oțelurilor care nu se încadrează în condiția impusă mai sus. În acest scop, vor trebui corectate nivelurile obținute prin aplicarea relației (6) pentru oțelurile avînd $Si_E > /0{,}25/$ cu ajutorul unor coeficienți „α" în funcție de conținutul echivalent de siliciu, coeficienți determinați pe baza relației empirice arătată în figura 3, valoarea recalculată devenind $\chi_{N\ recalc.} = \chi_{N\ calc.} \times \alpha$

Astfel, de exemplu, pentru un oțel cu 30 % Cr, 14 % Ni și 2 % Mo, respectiv cu un conținut echivalent de siliciu de −0,433 (poz. *31* din tab. 2), valoarea solubilității azotului rezultată din relația (6) de 0,0311 va trebui corectată conform figurii 3 prin înmulțire cu $\alpha = 0{,}615$,

Tabelul 3

Comparaţie între solubilitatea hidrogenului în oţelul lichid calculată şi cea determinată experimental

Nr. crt.	Compoziţia chimică a oţelului, % greutate								Şi echiv., fracţii molare	$\chi_H \times 10^3$, fr. molare		Sursa pentru col. exp.
	Cr	Ni	Co	Mo	Si	V	W	Ge		Calcul.	Experim.	
1	30,0	20,6	—	—	—	—	—	—	−0,0574	1,71	1,76	[8]
2	22,0	23,0	—	—	—	—	—	—	−0,0501	1,66	1,68	[8]
3	—	—	—	—	—	10	—	—	−0,0471	1,64	1,61	[10]
4	6,0	27,5	—	—	—	—	—	—	−0,0353	1,57	1,52	[8]
5	—	33,7	3,0	9,6	—	—	—	—	−0,0344	1,57	1,28	[8]
6	—	27,5	—	12,1	—	—	—	—	−0,0295	1,57	1,41	[8]
7	—	—	—	—	—	6,0	—	—	−0,0284	1,53	1,52	[10]
8	—	—	—	—	—	2,0	—	—	−0,0095	1,43	1,43	[10]
9	—	—	—	31,5	—	—	—	—	−0,0012	1,39	1,34	[8]
10	—	—	—	20,0	—	—	—	—	−0,0007	1,39	1,37	[8]
11	—	—	—	10,0	—	—	—	—	−0,0003	1,39	1,38	[8]
12	—	—	—	—	—	—	2,0	—	0,0027	1,37	1,36	[9]
13	—	—	—	—	—	—	8,0	—	0,0112	1,33	1,37	[9]
14	—	—	—	—	—	—	16,0	—	0,0237	1,28	1,31	[9]
15	—	—	—	—	1,1	—	—	—	0,0250	1,27	1,26	[11[
16	—	—	—	—	2,6	—	—	—	0,050	1,16	1,14	[11]
17	—	—	—	—	—	—	—	10,2	0,0622	1,10	1,10	[8]
18	—	—	37,2	12,5	3,5	—	—	—	0,0883	1,02	0,99	[8]
19	—	—	48,2	—	3,5	—	—	—	0,0892	1,01	1,03	[8]
20	—	—	—	—	5,23	—	—	—	0,1000	0,97	0,89	[11]
21	—	—	23,0	15,2	4,6	—	—	—	0,1040	0,96	0,92	[8]
22	—	—	47,7	—	4,6	—	—	—	0,1095	0,94	0,93	[8]
23	—	—	46,0	—	8,0	—	—	—	0,1692	0,760	0,678	]8]
24	—	—	—	—	—	—	—	30,0	0,1929	0,700	0,710	[11]
25	—	—	—	—	11,2	—	—	—	0,2000	0,683	0,520	[11]
26	—	—	44,4	—	11,2	—	—	—	0,2222	0,631	0,473	[8]
27	—	—	—	—	—	—	—	43,3	0,2880	0,500	0,580	[11]

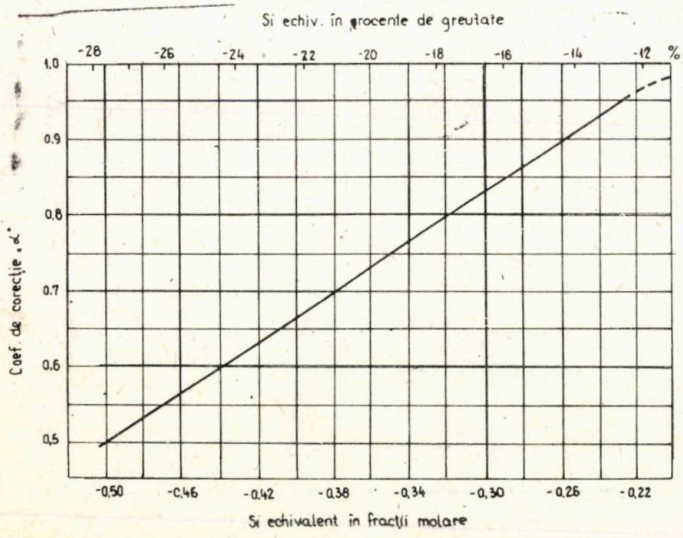


Fig. 3. Grafic pentru stabilirea coeficienţilor de corecţie pentru oţeluri cu Si echiv.$>|0{,}25|$

rezultînd $\chi_{N\ recalc.} = 0{,}0311 \cdot 0.615 = 0{,}0191$, adică o valoare apropiată de cea determinată experimental (0,0188). Prin aplicarea acestei corecţii, metoda simplificată a echivalenţei elementelor de aliere poate fi extinsă şi asupra calculului solubilităţii azotului la toate oţelurile înalt aliate.

— *Pentru hidrogen*, din tabelul 3 şi figura 2 rezultă că valorile experimentale urmează ca tendinţă curba determinată teoretic; apare însă o dispersie mai mare a datelor. Trebuie menţionat că în cazul hidrogenului, dificultăţile tehnice legate de determinările experimentale conduc la o precizie mai mică a datelor şi un domeniu de dispersie mai mare. Totuşi se poate aprecia că valorile calculate pe baza relaţiei (6) reprezintă o evaluare satisfăcătoare a solubilităţii hidrogenului în oţelul lichid.

În cele prezentate mai sus, după cum s-a mai menţionat, concentraţiile au fost exprimate în fracţii molare pentru comparabilitate

Tabelul 4

Factorii de echivalenţă folosiţi în relaţia (10) pentru determinarea solubilităţilor azotului şi hidrogenului în oţelul lichid, exprimate în procente de greutate

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Mo	Ta	V	W	Nb	Cu	Ge
$[e_N^{Y_i}]$	2,454	1,000	−0,378	−0,885	0,207	0,1695	−0,226	−0,682	−1,884	−0,038	−1,271	0,106	—
$[e_H^{Y_i}]_{Si}$	2,159	1,000	−0,0396	0,0864	−0,0500	0,0336	0,0670	—	−0,294	0,1917	−0,151	0,0923	0,3877

cu lucrările de specialitate publicate în ultimii ani, în care se consideră că corelațiile, inclusiv cele referitoare la modificările mărimilor termodinamice, devin în acest fel mai concludente. Totuși, avînd în vedere că în practica industrială se utilizează mai frecvent concentrațiile exprimate în procente de greutate, metoda poate fi aplicată și în această exprimare. Se obține în acest caz și o simplificare a operațiunilor de calcul, pentru care însă vor trebui reevaluați în prealabil parametrii de interacțiune și factorii de echivalență.

După cum este cunoscut, relația dintre parametrii de interacțiune $\varepsilon_X^{Y_i}$, corespunzători concentațiilor exprimate în fracții molare și logaritmi naturali și parametrii de interacțiune $e_X^{Y_i}$, corespunzători concentrațiilor exprimate în procente de greutate și folosindu-se logaritmi zecimali, este următoarea:

$$e_X^{Y_i} = \frac{1}{230}\left[\frac{M_{Fe}}{M_{Y_i}}(\varepsilon_X^{Y_i} - 1) + 1\right] \qquad (8)$$

în care M_{Y_i} și M_{Fe} reprezintă greutățile atomice ale elementului de aliere Y_i, respectiv a fierului.

Pentru siliciu, ales ca element de echivalență din formula (8), rezultă $e_N^{Si} = 0{,}05303$ și $e_H^{Si} = 0{,}02636$. În mod similar, se pot recalcula parametrii de interacțiune $e_X^{Y_i}$ pentru toate elementele de aliere, cunoscîndu-se valorile lui $\varepsilon_X^{Y_i}$.

Notînd factorii de echivalență în acest caz cu $[c_X^{Y_i}]$, recalcularea acestora se face conform relațiilor:

$$\left.\begin{aligned}[c_N^{Y_i}]_{Si} &= \frac{e_N^{Y_i}}{e_N^{Si}}\\ [c_H^{Y_i}]_{Si} &= \frac{e_H^{Y_i}}{e_H^{Si}}\end{aligned}\right\} \qquad (9)$$

rezultînd valorile din tabelul 4.

Formula de calcul a solubilității unui gaz X în procente de greutate pentru un oțel cu n elemente de aliere devine:

$$\log \%\,[X] = \log \%[X_0) - e_X^{Si} \sum_{i=1}^{n} [c_X^{Y_i}]_{Si} \%\,[Y_i] \qquad (10)$$

Solubilitățile azotului și hidrogenului în fierul pur, rezultate din relațiile (7) pentru 1 600°C și $p_{X_2}=1$ atm, transformate în concentrații în procente de greutate, sînt: 0,0442 %N și 0,00251 % H.

Se prezintă mai jos două exemple pentru determinarea solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid, în procente de greutate, folosind relația (10) și factorii de echivalență $[c_X^{Y_i}]_{Si}$ din tabelul 4.

— Pentru solubilitatea azotului la 1 600°C într-un oțel (poz. *19* din tab. 2), avînd compoziția 19,7 % Cr; 29,6 % Ni; 2,58 %Mo; 1,04 % Mn; 0,94 % Nb; 3 % Cu; 1,51 % Si (restul Fe), rezultă:

$$\log |N|\% = \log 0{,}0442 - 0{,}05303\,[19{,}7\cdot(-0{,}885) + 29{,}6\cdot(0{,}207) + 2{,}58\cdot(-0{,}226) + 1{,}04.\ (-0{,}378) + 0{,}94(-1{,}270) + 3\cdot(0{,}106) + 1{,}51\cdot(1{,}000)] = -1{,}3546$$

$$-0{,}05303.(-11{,}65) = -0{,}7368;\ \%\,N = 0{,}183$$

Din calcul rezultă, deci, la un conținut echivalent de siliciu de −11,55 % o solubilitate de 0,183 % N față de 0,175 % N găsită pe cale experimentală, adică o diferență de +4,5 %.

De menționat că pentru azot, calculul în cazul conținutului exprimat în procente de greutate dă valori suficient de exacte (±10 %) numai pînă la o anumită limită a conținutului echivalent de siliciu (cca −13 % Si*E*), peste această valoare fiind necesară utilizarea coeficienților de corecție conform figurii 3, așa cum s-a arătat mai sus.

— Pentru solubilitatea hidrogenului la 1 600°C într-un oțel, avînd compoziția: 37,2 % Co; 12,5 % Mo; 3,5 % Si (restul Fe), rezultă:

$$\log |H|\% = \log 0{,}00251 - 0{,}02636\,[37{,}2\cdot(0{,}0336) + 12{,}5\cdot(0{,}0670) + 3{,}5\cdot(1{,}000)] = -2{,}6000 - 0{,}02636\cdot(5{,}59) = -2{,}7474;\ \%\ |H| = 0{,}00179.$$

Valoarea teoretică obținută prin calculul conduce deci la 0,00179 %H față de 0,00170 % H determinată pe cale experimentală.

★

Deși calculele și determinările experimentale prezentate mai sus s-au referit la sisteme în echilibru obținute în condiții de lucru în laborator, totuși ele pot furniza informații utile și pentru practica industrială [12].

În concluzie, din compararea datelor experimentale cu cele determinate prin calcul, rezultă că metoda echivalenței elementelor de aliere sub forma propusă poate fi utilizată cu bune rezultate pentru stabilirea solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid.

BIBLIOGRAFIE

[1] Apa, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 20–24.
[2] Apa, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1985, p. 70–75.
[3] Socolov, V. M. și Balșov, L. A. În: Izvestia VUZ Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 9, 1982, p. 5 – 7.
[4] Wada, H. și Pehlke, R. D. În: Metallurg. Transact. S.U.A., 1980, V. 11. B, p. 51 – 56
[5] Pehlke, R.D. și Rizescu, C. În: Journ. of the Iron and Steel Inst., Anglia., nr. 10, 1971, p. 776 –778.
[6] Nijelschi, P. E. În: Izvestia Ak. Hauk S.S.S.R. Metalii, nr. 4, 1972, p. 42 – 46.
[7] Frohberg, G. M. și Anik, S. În: Archiv. f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 8, 1984. p. 365 – 367.
[8] Bagshaw, T. ș.a. În: Journal of the Iron and Steel Inst, Anglia, nr. 2, 1965, p. 160 – 165.
[9] Kurocichin, K. T. ș.a. În: Izvestia VUZ Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1965, p. 43 – 45.
[10] Jacușev, A. M. și Javoischi, V. I. În: Izvestia VUZ Ciornaia metallurghia U.R.S.S., nr. 1, 1962, p. 52 – 56.
[11] Frohberg, G. M. și Antik, S. În: Archiv f. d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 2, 1984, p. 45 – 48
[12] Apa, L. Cercetări metalurgice, vol. 26, 1984, p. 203.

Studiul fragilității benzii laminate la cald din oțel cu 3% Si

Dr. ing. Gh. Pîrvu, ing. V. Miron,
ing. Florentina Ionescu, ing. G. Gheorghișor
ICEM — București
ing. Al. Florea și ing. S. Samoilescu
C.S. Galați

CZ: 669.018.5 :620.178.2

Plasticitatea redusă a benzilor din oțel cu 3% siliciu are consecințe negative asupra pierderilor de metal prin ruperea ulterioară în linia de normalizare și în special în timpul laminării la rece. Încercarea tehnologică prin care se determină, informativ, plasticitatea acestui produs este proba de îndoire alternantă pe dorn cu rază de 15 mm (STAS 7737-67). Conform acestei încercări, banda laminată la cald din oțel cu 3% Si se comportă diferit de la un lot la altul, numărul de îndoiri alternante putînd fi cuprins între 0 și 20. Realizarea unei fabricații constante și rentabile impune cunoașterea măsurilor tehnologice ce trebuie aplicate pentru reducerea ruperilor benzii pe fluxul tehnologic, fapt pentru care s-a întocmit prezentul program de cercetări.

Metodologia de cercetare

Pe baza informațiilor din literatura de specialitate [1] — [3], cercetările au fost orientate spre evidențierea influenței următorilor factori asupra plasticității benzii laminate la cald : conținutul de siliciu, granulația, repartiția fazelor neferitice în structură, transformările de fază în timpul răcirii după laminarea la cald și la normalizare, temperatura de încercare. Experimentările au fost efectuate parțial pe loturi de bandă laminată la cald în condiții industriale și parțial prin simularea în laborator a transformărilor de fază care se produc la răcirea după laminarea la cald a benzii și în timpul operației de normalizare.

Rezultatele obținute

Influența compoziției chimice. Analiza statistică a corelației dintre plasticitatea benzii laminate la cald, determinată prin numărul de îndoiri alternante și prin procentul de ruperi fragile în linia de normalizare și la laminarea la rece, pe de o parte, și compoziția chimică a oțelului, pe de altă parte, a scos în evidență că singurul element care prezintă o influență puternică asupra plasticității este siliciul. Graficele din figurile 1 și 2 arată că, odată cu creșterea conținutului de siliciu pe produs de la 2,80 la 3,50%, are loc o scădere a numărului de îndoiri alternante ale benzii de la 10 la 0 și o creștere a procentului de ruperi fragile în linia de normalizare și la laminarea la rece de la 0 la 100%.

Rezultă că , pentru obținerea în bandă la cald a unui număr de 5 — 6 îndoiri și a pentru eliminarea apariției ruperilor benzii pe fluxul de normalizare și laminare la rece, ar fi necesar ca, în condițiile specifice de laminare la cald și normalizare practicate, conținutul de siliciu

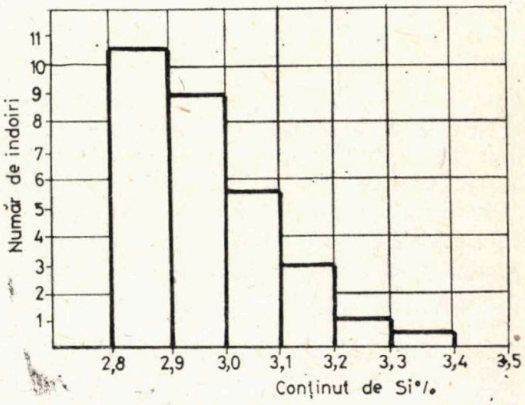


Fig. 1. Influența conținutului de siliciu în banda laminată la cald asupra plasticității determinate prin numărul de îndoiri alternante

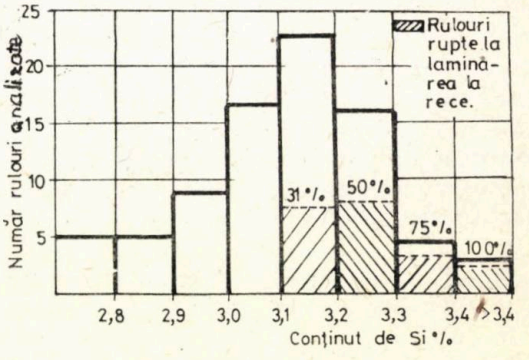


Fig. 2. Influența conținutului de siliciu în banda laminată la cald asupra frecvenței de apariție a ruperilor benzii

în bandă să nu depășească 3,15%. Această condiție poate fi în detrimentul proprietăților magnetice ale benzii, ducînd la creșterea pierderilor magnetice prin curenți turbionari.

Întrucît pentru obținerea proprietăților magnetice optime în banda finală cu grăunți orientați conținutul de siliciu trebuie să fie 3,20 — 3,30%, iar pentru evitarea ruperilor benzii pe fluxul de fabricație, siliciul ar trebui limitat la max. 3,20%, soluția tehnologică

adoptată reprezintă o echilibrare atentă a celor două tendințe, în funcție de interesele economice ale uzinei și de progresul realizat în menținerea unor parametrii tehnologici în limite foarte înguste.

Influența transformărilor structurale la răcirea după laminarea la cald. Viteza de răcire a benzii după laminarea la cald și temperatura de înfășurare în rulou (temperatura la care se oprește răcirea rapidă) determină forma sub care precipită carburile în oțel și prin aceasta proprietățile de plasticitate ale benzii laminate la cald. Astfel, conform diagramei din figura 3, rezultă că la răcirea rapidă a oțelului cu 3,25% siliciu de la temperatura de sfîrșit de laminare (peste 800°C) carbonul precipită sub formă de cementită pe limite, dacă răcirea se

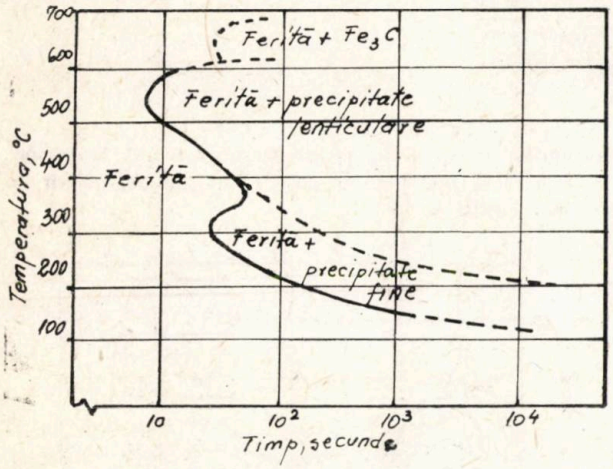


Fig. 3. Diagrama de precipitare a carburilor din oțelul cu 3,25% Si la diferite temperaturi (după Leslie și Ricket, U.S.S.) [4]

oprește la temperaturi de peste 600°C și sub formă de cementită globulară sau aciculară în toată masa oțelului, dacă oprirea răcirii se face la temperaturi mai scăzute.

Pentru determinarea corectă a influenței temperaturii de înfășurare a benzii după laminare asupra structurii și plasticității acesteia, s-au simulat în laborator pe banda laminată la cald diferite condiții de răcire după laminare. Banda utilizată pentru experimentări a fost fragilă (0,5 îndoiri alternante).

După încălzirea benzii la 900 sau la 950°C, conform temperaturii de sfîrșit de laminare, și menținerea timp de 30 min la temperatură pentru dizolvarea precipitatelor, banda s-a răcit în apă pînă la temperaturi cuprinse între 400 și 700°C [4], după care s-a răcit lent simulînd răcirea în ruloare.

Rezultatele obținute (fig. 4) arată că numărul de îndoiri alternante la care a rezistat banda după tratamentul termic aplicat scade de la 3,5 la 1 — 1,5, cînd temperatura de înfășurare crește de la 400 la 700°C.

Micrografiile din figura 5 arată că la scăderea temperaturii de rulare scade procentul de precipitate de pe limita de grăunte, acestea distribuindu-se în toată masa oțelului.

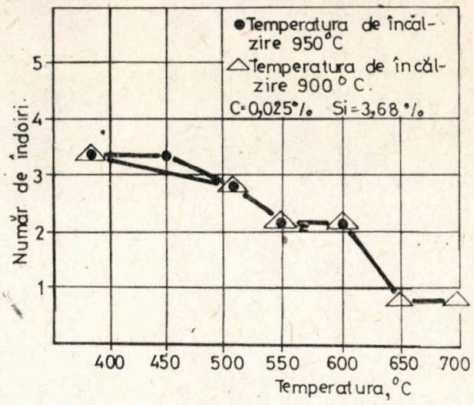


Fig. 4. Influența temperaturii de rulare a benzii după laminare asupra plasticității determinate prin numărul de îndoiri alternante pe probe simulate în laborator

Din aceste experimentări rezultă că, prin răcirea benzii după laminare pînă la 400 — — 500°C, se poate obține o ușoară îmbunătățire a plasticității și la conținuturi de siliciu de peste 3,3% pe produs.

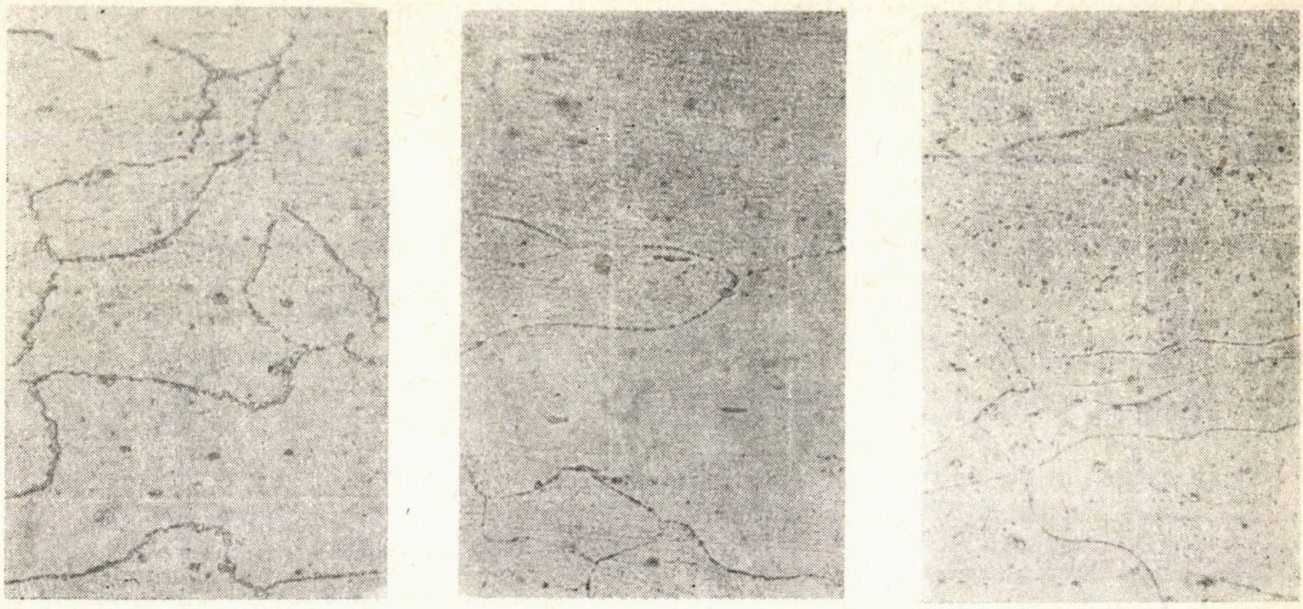
Influența granulației. Întrucît literatura de specialitate menționează că fragilitatea benzii din oțel silicios crește odată cu creșterea granulației [2], s-a încercat corelarea mărimii grăunților benzii laminate la cald cu numărul de îndoiri alternante. Pentru aprecierea granulației, s-a utilizat o scară în care granulația 1 corespunde unor grăunți mari cu diametrul de aproximativ 0,5 mm, iar granulația de 1/10 reprezintă grăunți fini cu diametrul de aproximativ de 0,05 mm. Determinările au fost efectuate pe un număr de aproximativ de 100 rulouri din producția curentă.

Graficul din figura 6 prezintă o foarte mare împrăștiere a rezultatelor, datorită, probabil, conținuturilor diferite de siliciu și modului de răcire după laminare specific fiecărui rulou. Din grafic rezultă totuși o tendință de creștere a plasticității benzii pe măsura finisării granulației.

Finisarea granulației benzii laminate la cald s-ar putea obține prin scăderea temperaturii de laminare, dar aceasta este contraindicată din punct de vedere al obținerii proprietăților magnetice sau prin microalierea oțelului cu aproximativ 6 — 10 ppm bor, metodă aplicată de unii producători [5].

Influența parametrilor de normalizare a benzii. Pentru a se studia efectul tratamentului de normalizare asupra fragilității benzii laminate la cald, s-a întocmit un program de experimentări în fază de laborator, constînd din următoarele:

— încălzirea benzii la temperaturi cuprinse între 775 și 1150°C;



a *b* *c*

Fig. 5. Influența temperaturii de rulare a benzii asupra distribuției carburilor în structură pe probe simulate în laborator: *a* — răcire în apă pînă la 650°C; *b* — răcire în apă pînă la 500°C; *c* — răcire în apă pînă la 400°C; continuarea răcirii cu cuptorul. Încălzire 900°C, menținere 30′. Mărire × 500

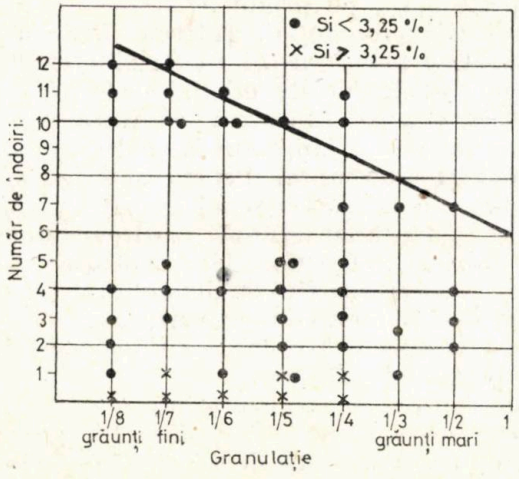


Fig. 6. Influența granulației benzii laminate la cald asupra numărului de îndoiri

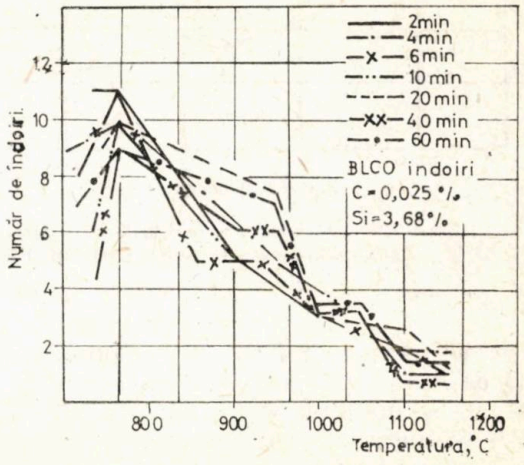


Fig. 7. Influența temperaturii și timpului de normalizare asupra plasticității unei benzi cu zero îndoiri în stare laminată la cald. Răcirea de normalizare s-a făcut în apă

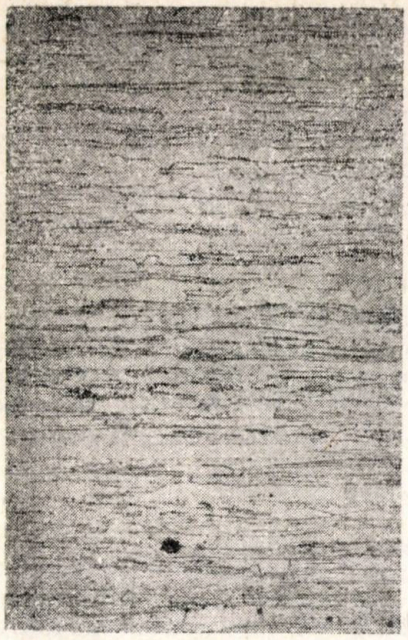
— menținere la temperatură timp de 2—60 min;

— răcire în apă pînă la 20°C și detensionare a benzii la 150°C, 30 min.

Graficul din figura 7 arată că banda capătă plasticitatea maximă prin normalizare la 800°C (9 — 11 îndoiri) și că plasticitatea scade odată cu creșterea temperaturii de normalizare, ajungînd la 0,5 — 2 îndoiri prin normalizare la 1 150°C și răcire în apă.

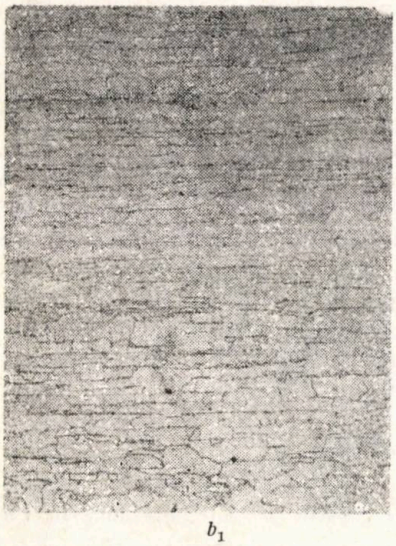
Micrografiile din figura 8 prezintă structura benzii înainte de normalizare și după normalizare la 800 și 1 150°C. Din analiza metalografică rezultă că, prin tratament termic de normalizare cu răcire rapidă, se obține dizolvarea precipitatelor (carburilor) de pe limitele de grăunte, concomitent cu creșterea granulației. Aceasta explică de ce, pe măsura creșterii temperaturii de normalizare, deși precipitatele de pe limite se dizolvă, plasticitatea scade ca urmare a creșterii granulației. Scăderea plasticității odată cu creșterea temperaturii de normalizare pînă la 1 150°C se poate datora și faptului că, la creșterea temperaturii, crește procentul de fază austenitică din structură care favorizează reprecipitarea carburilor, dacă viteza de răcire nu este suficient de mare.

Din experimentări rezultă că, prin normalizare la 800°C cu răcire rapidă, plasticitatea benzii din oțel cu 3% Si și 0,025% C poate crește de la 0,5 îndoiri la 10 îndoiri. Din punct

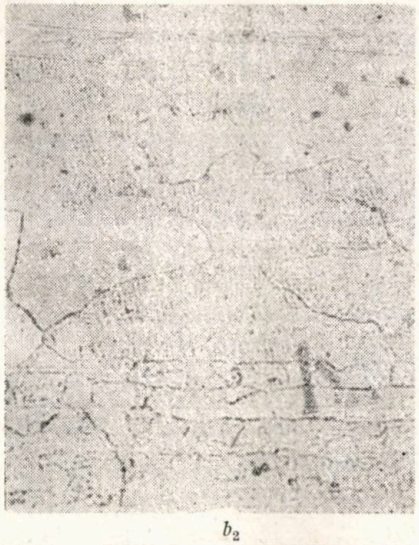


a_1

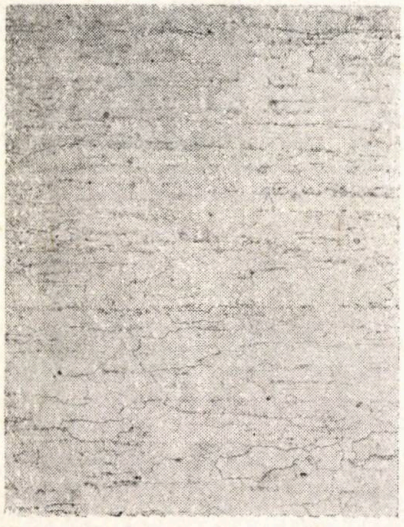
a_2



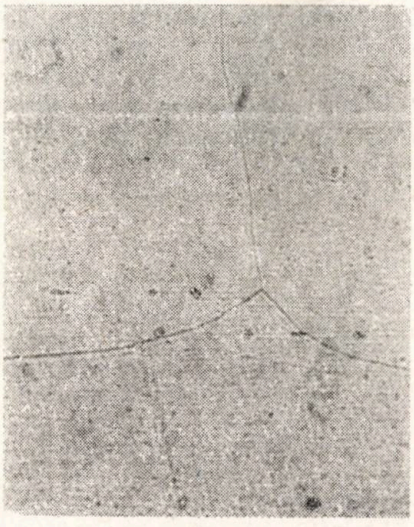
b_1



b_2



c_1



c_2

Fig. 8. Aspectul granulației și repartiției carburilor în banda normalizată la diferite temperaturi : a — înainte de normalizare ; $a_1 \times 50$; $a_2 \times 500$; b — normalizare 800°C/20 min ; $b_1 \times 50$; $b_2 \times 500$; c — normalizare 1 150°C/20 min ; $c_1 \times 50$; $c_2 \times 500$

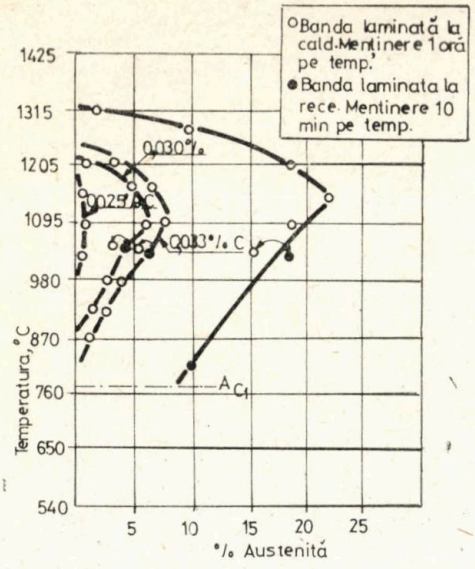


Fig. 9. Cantitatea de austenită ce se formează în oțelul cu 3,25 % Si la diferite temperaturi și diferite conținuturi de C [4]

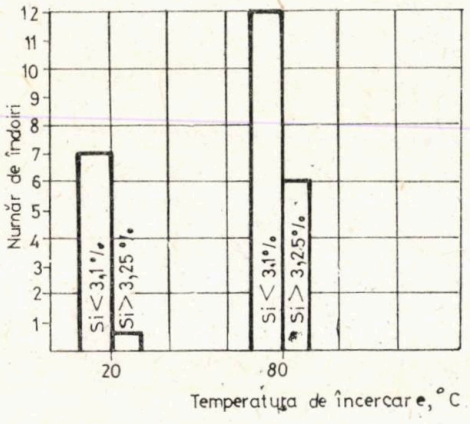


Fig. 10. Influența temperaturii de preîncălzire asupra plasticității benzii

de vedere tehnologic însă, pentru obținerea proprietăților magnetice trebuie ca temperatura de normalizare să fie cît mai ridicată.

Influența temperaturii de preîncălzire asupra plasticității benzii. Literatura de specialitate [1] — [3] arată că fragilitatea benzii din oțel silicios se poate elimina prin încălzirea la peste 75°C și procesarea la această temperatură. Temperatura de 75°C reprezintă temperatura de tranziție ductil-fragil pentru acest material.

Pentru evidențierea acestui fenomen s-a determinat numărul de îndoiri la 20 și 80°C pentru două loturi de probe cu conținuturi diferite de siliciu.

Rezultatele sînt prezentate în graficul din figura 10 și arată că, prin încălzirea benzii la 80°C, numărul de îndoiri crește de la 0,5 la 6 pentru oțelul cu peste 3,25 %Si și de la 6 — 7 la 12 pentru oțelul cu conținut de siliciu sub 3,10 %.

Experimentările efectuate confirmă necesitatea preîncălzirii rulourilor de bandă înainte de intrare în fluxul de fabricație la rece.

Concluzii

În urma cercetărilor experimentale efectuate asupra factorilor care influențează plasticitatea benzii laminate la cald din oțel cu 3% Si, a rezultat că pentru îmbunătățirea acestei caracteristici ar trebui acționat asupra următorilor parametri reducerea conținutului de siliciu la maximum 3,20 %; scăderea temperaturii de normalizare la 800°C; finisarea granulației benzii laminate la cald; răcirea rapidă după laminare pînă la temperaturi sub 600°C, pentru evitarea precipitării de faze fragile pe limitele de grăunți; încălzirea benzii la peste 75°C înainte de laminarea la rece pentru depășirea temperaturii de tranziție ductil-fragil.

Unele din aceste măsuri au un efect defavorabil asupra proprietăților magnetice finale, iar tehnologia de fabricație trebuie să reprezinte un echilibru fin între aceste tendințe contrare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Pimenov, I. A. și Teitlin A. M. În: Struktura i svoistva electrotehniceskoi stali, U.R.S.S., 1977, p. 86.
[2] Teitlin, A. M., Pimenov, I. A. și Duhnov, A.G. În: Struktura i svoistva electrotehniceskoi stali, U.R.S.S., 1977, p. 89.
[3] Teitlin, A. M. și Kaletina, A. V. În: Structura i svoistva electrotehniceskoi stali, U.R.S.S., 1977, p. 92.
[4] Leslie, W. C. și Rickett, R. R. În: Transaction of ASM, S.U.A., 1961, vol. 53, p. 716.
[5] * * * Brevet Franța, nr. 2 355 073.

Prof. dr. ing. S. Buzilă
Institutul politehnic — București

Reducerea consumului de energie la elaborarea oțelului în cuptorul electric cu arc

CZ :621.365.2 : 66.012.3

Considerații generale asupra consumului de energie electrică la elaborarea oțelului în cuptoarele electrice cu arc

Consumul de energie electrică, pe tona de oțel, variază în limite largi, nu numai de la o țară la alta, dar chiar și de la o uzină la alta, în funcție de dotarea tehnică și de spiritul gospodăresc al cadrelor tehnice.

Amplificarea studiilor cu privire la reducerea consumului de energie electrică este justificată și datorită faptului că prognozele prevăd ascensiunea rapidă a procedeului de elaborare a oțelului în cuptoarele electrice cu arc. Astfel, dacă în anul 1980, oțelul elaborat în cuptoare electrice cu arc reprezenta numai 20% din producția mondială, se prevede ca în anul 2000 acesta să reprezinte circa 41%, urmînd ca după anul 2000, pînă în anul 2100, oțelul electric să constituie principalul agregat pentru elaborarea oțelului.

Pentru ca cercetările în domeniul reducerii consumului de energie electrică să se soldeze cu rezultate cît mai bune, este necesar să se cunoască consumurile în diferite etape de elaborare a oțelului.

Consumul teoretic de energie electrică pentru topirea oțelului se calculează cu relația :

$$W = \frac{Q}{860} = \frac{1\,000[C_1\,(t_2 - t_1) + L]}{860} =$$

$$= \frac{0{,}29 \times 10^6}{860} = 340 \text{ kWh/t}$$

unde :

W este energia electrică consumată, kWh/t ;
Q — căldura consumată, kcal/t ;
C_p — căldura specifică a oțelului, în stare solidă, kcal/kg.grd ;
t_1 — temperatura mediului ambiant, °C ;
t_2 — temperatura de topire, °C ;
L — căldura latentă de topire, kcal/kg.

Unele întreprinderi producătoare de oțel în cuptoarele electrice cu arc obișnuiesc să facă periodic bilanțul energetic al cuptoarelor pentru a putea interveni atunci cînd este cazul.

În tabelul 1, se arată bilanțul energiei electrice pe tona de oțel lichid, la elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu arc, după un calcul efectuat de British Steel Corporation [1].

Pentru a avea o imagine cît mai clară a consumului de energie la elaborarea oțelului în cuptoarele electrice cu arc, trebuie luat în considerare consumul total de energie primară, nu consumul final de energie electrică, deoarece transformarea energiei primare în energie electrică și a energiei electrice în căldură înmagazinată de oțel se face cu pierderi, după cum urmează :

Tabelul 1

Bilanțul energetic la elaborarea oțelului în cuptorul electric cu arc, kWh/t oțel lichid

Energia, kWh/t oțel lichid			
Introdusă		Pierderi prin	
energie electrică	426	gaze arse	104
arderea carbonului	126	zgură	57
alte reacții chimice	70	electrice	47
arderea grafitului din electrozi	48	radiație	40
		apă de răcire	18
		electrozi	12
Total energie introdusă: 670kWh/t		Total pierderi : 278kWh/t	
Energia utilizată pentru obținerea oțelului lichid : 392 kWh/t			

— la cele mai bune termocentrale, randamentul de transformare a energiei primare (gaz metan, păcură, cărbune) în energie electrică este de maximum 38% ;

— la cele mai bune cuptoare electrice cu arc, randamentul de transformare a energiei electrice în căldură cedată oțelului este de 58% (tab. 1) ;

— pierderile de energie electrică în rețeaua de înaltă tensiune (la transport) sînt de 7%.

Ținînd seamă de aceste pierderi, rezultă că randamentul termic general al cuptorului electric cu arc, raportat la energia primară, este :

$$\eta = \eta_1 \cdot \eta_2 \cdot \eta_3 = 16{,}7\%$$

sau : pentru 1 kWh energie electrică furnizată oțelului lichid sub formă de căldură se consumă un echivalent de minimum 6 kWh energie primară.

Posibilităţi de reducere a consumului de energie electrică la elaborarea oţelului, în cuptoarele electrice cu arc

Dat fiind faptul că indicatorii de consum se raportează numai la cantitatea de oţel care corespunde calitativ, în cadrul acestei lucrări se consideră că întreaga cantitate de oţel elaborat corespunde calitativ, deci datele se referă la tona de oţel lichid.

În continuare se arată cîteva posibilităţi practice de reducere a consumului de energie electrică la elaborarea oţelului în cuptoarele electrice cu arc.

Alegerea încărcăturii metalice. Dozarea încărcăturii metalice este în funcţie de preţul fierului vechi, al fontei şi al altor materiale, precum şi de posibilitatea de aprovizionare cu diferite materii prime, în zona respectivă.

Calitatea fierului vechi. Starea fizică şi puritatea fierului vechi au o influenţă importantă asupra consumului de energie electrică, după cum urmează [1]:

— 1% nisip, adus de încărcătură, creşte consumul de energie electrică cu 9,55 kWh/t;

— 1% de apă, din încărcătură, creşte consumul de energie electrică cu 17 kWh/t;

— 1 % oxizi de fier, adus de încărcătură, creşte consumul de energie electrică cu 14,3 kWh/t.

Compoziţia chimică a încărcăturii metalice. Din tabelul 1, rezultă că arderea carbonului şi a altor componenţi se produce cu un aport de căldură de circa 200 kWh/t, ceea ce nu este de neglijat.

Adaosurile fondante. După datele din literatură [1], pentru o tonă de var în cuptorul electric cu arc se consumă circa 1 000 kWh.

Adăugarea de cocs în încărcătură. O bună parte din cocsul adăugat pentru carburare arde (circa 50%), deci cocsul adăugat în cuptorul electric cu arc aduce o cantitate suplimentară de energie.

Pregătirea încărcăturii metalice. Starea fizică a încărcăturii. Este cunoscut faptul că la folosirea de fier vechi insuficient pregătit (afînat), şarja se încarcă în 2 — 3 reprize cu 2 — 3 bene.

După datele din literatura de specialiate, consumul de energie electrică creşte cu cel puţin 10 kWh/t, pentru fiecare benă. Deci pregătirea corectă a încărcăturii metalice reduce consumul de energie electrică şi creşte productivitatea cuptorului.

Prereducerea încărcăturii metalice. S-a arătat că un procent de oxizi de fier în încărcătură creşte consumul de energie electrică cu circa 14,3 kWh/t. Pentru reducerea consumului de energie electrică este indicată sortarea încărcăturii metalice, iar dacă acest lucru nu este posibil, devine rentabilă prereducerea încărcăturii metalice, înainte de încărcarea în cuptorul electric cu arc.

Preîncălzirea încărcăturii metalice. S-a arătat că pentru 1 kWh energie electrică furnizată oţelului se consumă un echivalent de circa 6 kWh energie primară. De aici a apărut ideea folosirii de energie primară direct la elaborarea oţelului în cuptorul electric cu arc sau chiar a gazelor care rezultă la elaborarea oţelului.

A. Preîncălzirea fierului vechi în benă sau într-o cuvă separată. Bena se poate folosi fără să se degradeze, pentru preîncălzirea fierului vechi cu gaz metan sau combustibil lichid, pînă la 500°C.

Căldura înmagazinată de fierul vechi în acest caz este:

$$Q = mc\,\Delta T = 1\,000 \times 0{,}11 \times 500 = 55\,000 \text{ kcal/t}$$

$$\text{sau: } W = \frac{55\,000}{860} = 64 \text{ kWh/t}$$

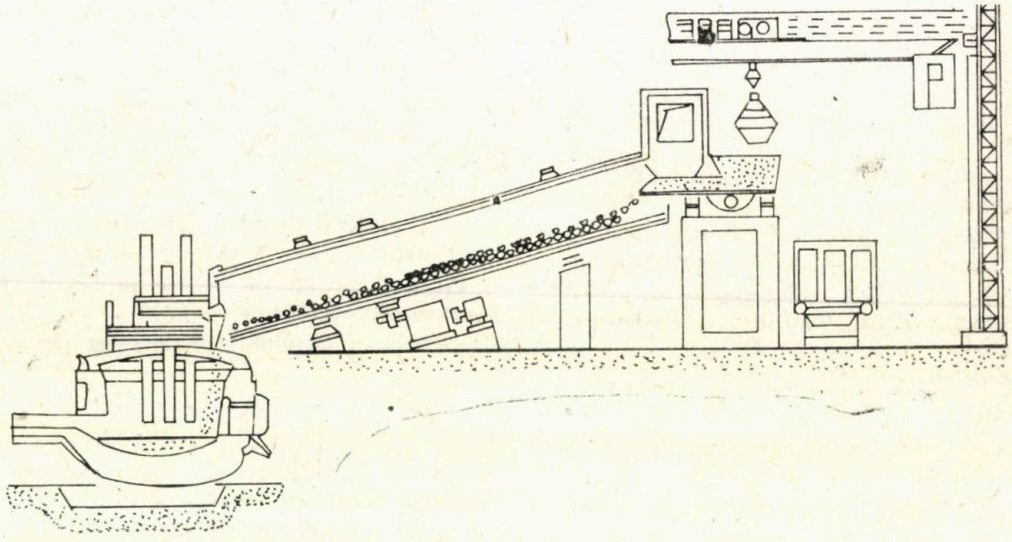


Fig. 1. Instalaţie de preîncălzire a încărcăturii la BBC —Brusa

Ținînd seama de faptul că la topirea fierului vechi randamentul de transformare a energiei electrice în căldură este mai mare decît media pe șarjă, rezultă că, prin preîncălzirea fierului vechi pînă la 500°C, în benă, se realizează o economie de circa 90 kWh/t sau un echivalent de circa 500 kWh/t energie primară.

Eficiența economică rezultă din faptul că la preîncălzirea fierului vechi în benă randamentul energetic este de 80 — 85 % [1].

Principalele avantaje ale preîncălzirii fierului vechi în benă, în afară de economia de energie, sînt :

— creșterea productivității cuptorului electric ;

— amorsarea mai bună a arcurilor electrice ;

— posibilitatea de a folosi un combustibil inferior sau chiar gazele arse de la cuptorul electric cu arc.

În figura 1, se arată modul de preîncălzire a fierului vechi (fier vechi mărunt, pelete sau fier vechi presat și tocat), cu gazele arse de la cuptorul electric. Instalația a fost realizată la BBC—Brusa. Încărcarea cuptorului se face continuu, iar pentru arderea completă a gazelor degajate de la cuptorul electric se insuflă oxigen în tunelul de încălzire.

B. Folosirea oxigenului la topire. Reducerea consumului de energie electrică la elaborarea oțelului în cuptorul electric cu arc, în cazul folosirii oxigenului, este posibilă, deoarece fierul vechi preîncălzit arde cu oxigenul insuflat și se produce căldură.

Cu ocazia insuflării oxigenului, pentru încălzirea și topirea oțelului (1 803 K) se oxidează siliciu, mangan, carbon, fosfor și fier, conform reacțiilor :

a. $Si + O_2 = SiO_2$

$\Delta F_{1\,803\,K} = 215\,370 + 47{,}73\,T = 215\,470 + 47{,}73 \times 1\,803$ K

$\Delta F_{1\,803\,K} = -129\,556$ cal/mol

b. $2\,Mn + O_2 = 2\,Mn\,O$

$\Delta F_{1\,803\,K} = -162\,200 + 25{,}25\,T = -162\,200 + 25{,}25 \times 1\,803 = -116\,750$

$\Delta F_{1\,803\,K} = -116\,750$ cal/mol

c. $2\,C + O_2 = 2\,CO$

$\Delta F_{1303\,K} = -53\,400 - 41{,}9T = -53\,400 - 75\,420$

$\Delta F_{1\,803\,K} = -128\,820$ cal /mol

d. $P_2 + 5/2O_2 = P_2O_5$

$\Delta F_{8103\,K} = -148\,000 + 49{,}73\,T = -148\,000 + 89\,514$

$\Delta F_{1\,803\,K} = -58\,490$ cal/mol

e. $2\,Fe + O_2 = 2\,FeO$

$\Delta F_{1\,803\,K} = -111\,250 + 21{,}67\,T = -111\,250 + 39\,010$

$\Delta F_{1\,803\,K} = -72\,240$ cal/mol

Din analizarea reacțiilor de ardere, rezultă următoarele :

— toate reacțiile sînt exoterme, deci contribuie la încălzirea și topirea fierului vechi ;

— efectul termic al reacției de oxidare a carbonului crește cu temperatura, pe cînd la celelalte elemente scade. Această proprietate a carbonului explică de ce la temperaturi ridicate carbonul devine reducător pentru celelalte elemente.

Dat fiind faptul că reducerea de energie electrică în cazul folosirii oxigenului pentru încălzirea și topirea fierului vechi se realizează pe seama oxidării fierului, deci pierderii din încărcătura metalică, s-au pus la punct alte procedee, cum este procedeul cu combustibil lichid și oxigen, așa-numit oxigaz.

C. Folosirea de arzătoare cu combustibil lichid și oxigen. În urma arderii unui combustibil, căldura de reacție (chimică) se regăsește sub formă de căldură fizică în gazele arse.

Temperatura gazelor arse (flăcării) se calculează pornind de la reacția :

$$Q_c = M_{gaz} \cdot C_{gaz} \cdot t_{gaz}$$

sau :

$$t_{gaz} \frac{Q_c}{M_{gaz} \cdot C_{gaz}}, \text{ °C}$$

unde :

Q_c este căldura chimică a combustibilului, kcal/kg ;

M_{gaz} — masa gazelor arse, kg/Nm³ gaz ;

C_{gaz} — căldura specifică a gazelor arse, kcal/kg.grd ;

t_{gaz} — temperatura gazelor arse, °C.

Rezultă că temperatura gazelor obținute din ardere se poate mări pe două căi :

— prin folosirea unui combustibil cu putere calorică ridicată (crește numărătorul din ultima relație) ;

— prin folosirea de oxigen pentru ardere (scade numitorul).

Din aceste considerente, pentru preîncălzirea fierului vechi de la 500°C pînă la topire și pentru topire se folosește păcură și oxigen. Datorită temperaturii ridicate a fierului vechi, această operație se practică într-o cuvă separată a cuptorului electric. În mod normal sînt necesare două cuve și un singur echipament electric. În timp ce într-o cuvă are loc topirea cu ajutorul arcurilor electrice, eventual și arzătoare cu păcură și oxigen, în cealaltă cuvă are loc încălzirea fierului vechi de la 500 pînă la circa 1 000 °C.

Modul de amplasare a injectoarelor cu păcură și oxigen, la un cuptor electric, se arată în figura 2.

Din această figură se vede că injectoarele cu păcură și oxigen sînt amplasate între electrozi, pentru că acolo este mai mică temperatura fierului vechi (este mai departe de arcurile electrice), precum și pentru a feri electrozii de acțiunea oxidantă a jetului de oxigen.

Pentru scurtarea și mai mult a timpului de supraîncălzire și topire, se poate folosi și o lance cu oxigen, concomitent cu injectoarele, așa cum se arată în figura 2.

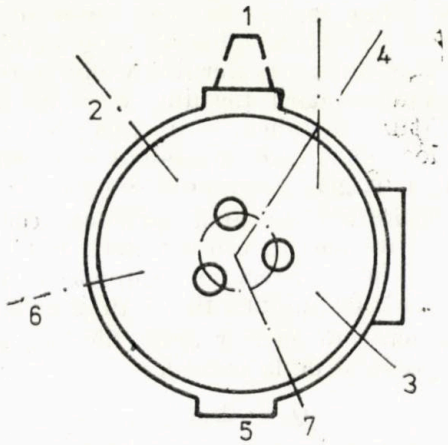


Fig. 2. Amplasarea arzătoarelor cu gaz și oxigen (2, 4, 7) și a unei lănci (6)

Randamentul termic al injectoarelor cu păcură și oxigen este de 70—75%. Păcura se poate înlocui cu gaz metan.

Mersul unei șarje, după procedeul cu injectoare cu păcură și oxigen, se dă în figura 3.

Folosirea de cuptoare electrice cu transformatoare de mare putere. Puterea instalată a cuptoarelor electrice clasice nu depășește 400 kW/t, din considerente economice, respectiv pentru a se evita investiții în utilaje mari (supradimensionate), care lucrează la capacitatea maximă numai o perioadă, și anume perioada de topire.

Pentru scurtarea duratei de topire, creșterea productivității cuptorului și reducerea consumului de energie, se folosesc tot mai mult cuptoare electrice cu arc, cu transformatoare de mare putere (pînă la 800 — 1 000 kW/t).

Aceste cuptoare se folosesc în general numai pentru topirea încărcăturii metalice, urmînd ca celelalte operații (afinare, rafinare și aliere) să se facă în alt agregat.

La acest procedeu, durata de topire a unei șarje a scăzut considerabil (sub o oră), iar productivitatea cuptorului a crescut în mod corespunzător.

După datele din literatura de specialitate, un cuptor electric de 70 t, cu transformator de 60 MVA, produce 20 șarje pe zi sau 1 400t/zi. Consumă 6 kg păcură pe tonă și 15 Nm^3 oxigen/t.

Pentru a nu se mări exagerat consumul de materiale refractare, datorită radiațiilor puternice ale arcurilor electrice, se recurge la următoarele măsuri : se folosesc materiale superrefractare ; se micșorează cercul electrozilor (crește distanța de la pereții cuptorului) ; se folosesc chesoane răcite cu apă în locul pereților din cărămidă refractară.

Se precizează că, deși se pierde o cantitate importantă de energie prin apa de răcire, pe ansamblu rezultă o economie de 12,4 kWh/t, ca urmare a faptului că se reduce considerabil consumul de materiale refractare, la a căror fabricare se consumă, de asemenea, energie.

Chesoanele răcite cu apă rezolvă și problema materialelor refractare de înaltă calitate.

Afinarea fără minereu. Este cunoscut faptul că la afinarea oțelului, produsul $[C] \cdot [O] =$ constant.

Prin urmare, pentru a fi posibilă fierberea (oxidarea carbonului — decarburarea), se adaugă minereu în baia metalică, iar întreprinderile care pot produce oxigen ieftin folosesc afinarea cu oxigen.

Deoarece produsul $[C] \cdot [O] =$ constant pentru o anumită temperatură, trebuie stricat echilibrul $[C] \cdot [O]$, ca să aibă loc fierberea oțelului.

După procedeele clasice, acest echilibru se strică prin adăugare de minereu. Deoarece minereul este solid, se consumă căldură atît

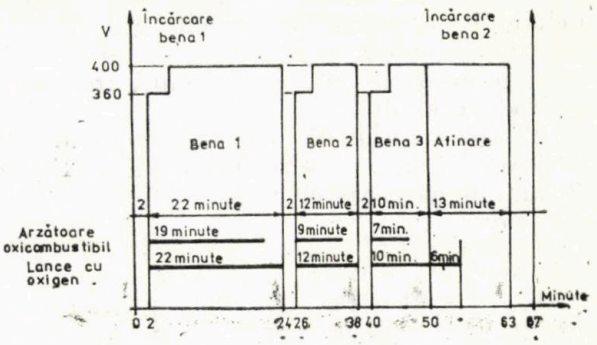


Fig. 3. Mersul unei șarje la cuptorul electric cu arc

pentru topirea lui, cît și pentru disocierea oxizilor de fier. Oxizii însoțitori din minereu (Al_2O_3, SiO_2, MnO, CaO și alții) nu se disociază cu ocazia afinării oțelului. Prin urmare, afinarea cu minereu, deși necesară, prezintă următoarele inconveniente :

— se produce cu consum de căldură, pe care o ia de la oțelul lichid ;

— se impurifică oțelul cu Al_2O_3, SiO_2 și alți oxizi ;

— crește durata șarjei, afinarea cu minereu necesitînd timp ;

— se consumă mulți dezoxidanți (feroaliaje) pentru a reduce oxizii rămași în oțel după afinarea cu minereu.

Aceste inconveniente sînt înlăturate complet la afinarea fără minereu, proces tehnologic brevetat de autor [3].

Proprietăţile mecanice ale oţelurilor din şarjele experimentale, elaborate în cuptoare electrice cu arc, bazice, de 25 şi 50 t *Tabelul 2*

Numărul şarjei	Marca oţelului	Rezistenţa la tracţiune, kgf/mm²		Limita de curgere, kgf/mm²		Alungirea (Δl_5), %		Rezilienţa *KCU*, kgm/cm²		
		Bandaj	Membrană	Bandaj	Membrană	Bandaj	Membrană			
Prescripţii	*R* 2	70/84	—	—	—	9	14	—	—	—
40 756	*R* 2	80,0	—	41,9	—	15,6	—	—	—	—
40 759	*R* 2	78,2	82,0	42,6	43,8	15,2	18,4	2,8	2,8	—
40 760	*R* 2	72,5	73,8	40,7	41,9	16,0	15,6	3,0	3,0	—
40 769	*R* 2	79,5	80,0	43,2	44,4	16,4	14,0	2,2	2,4	2,2
10 982	*R* 2	78,8	75,0	41,9	41,9	16,4	16,0	2,2	2,4	2,2
50 099	*R* 2	80,7	72,5	44,4	44,4	14,0	15,0	2,8	2,4	2,8
Prescripţii	*R* 19	78/90	—	—	—	10	—	—	—	—
31 009	*R* 19	78,2	—	41,9	—	15,4	—	—	—	—
40 910	*R* 19	85,0	—	46,9	—	16,0	—	—	—	—
11 166	*R* 19	87,2	—	42,8	—	18,0	—	—	—	—
11 170	*R* 19	86,3	—	45,7	—	16,0	—	—	—	—
41 374	*R* 19	84,5	—	44,4	—	18,8	—	—	—	—
41 375	*R* 19	84,5	—	44,4	—	15,2	—	—	—	—

Procesul tehnologic de elaborare a oţelului, fără minereu, constă în următoarele:

— se dozează încărcătura cuptorului, astfel ca la topire să conţină cu 0,10 — 0,20 %C sub limita prescrisă în oţel. După procedeul clasic, oţelul trebuie să aibă la topire cu cel puţin 0,4 %C peste cel prescris în oţelul final, pentru a avea loc decarburarea. Dacă se încarcă numai fier vechi, conţinuturile de fosfor şi sulf sînt destul de mici la topire;

— se ia o probă de oţel de topire pentru C, Mn, P, S şi eventual alte elemente. Pînă la primirea rezultatelor, oţelul se încălzeşte şi eventual se corectează zgura cu var şi minereu de fier (pentru îndepărtarea fosforului);

— după stabilirea compoziţiei chimice a oţelului, se coboară electrozii în baie, pînă aproape de vatra cuptorului; bineînţeles curentul electric este deconectat. În acest timp, din electrozi difuzează carbon în baia metalică, astfel că produsul [C]·[O], care este constant pentru o temperatură dată, se strică; spre deosebire de procedeul clasic, echilibrul se strică nu prin adăugare de oxigen şi alte impurităţi, ci prin creşterea carbonului, care nu aduce nici un fel de impurităţi. În acest timp se produce o fierbere atît de puternică, încît zgura curge practic complet peste pragul uşii cuptorului, evacuînd astfel şi fosforul care a trecut din oţel în zgură.

Datorită acestei fierberi puternice, oţelul este degazat şi dezoxidat avansat. Determinările de gaze din oţel au arătat că conţinuturile de hidrogen şi azot sînt foarte mici, comparabile cu cele din oţelurile degazate sub vid, iar dacă din întîmplare conţinutul de carbon din oţel la topire este mai mic cu cel puţin 0,3 % faţă de cel prescris în oţel, degazarea este comparabilă cu cea care se obţine la şarjele cele mai bine degazate sub vid. Dacă scade prea mult temperatura oţelului în timpul carburării cu electrozii, atunci carburarea se face în două reprize.

După carburare se realizează o nouă zgură, (la nevoie — zgură albă sau carbidică).

Principalele avantaje ale procedeului sînt:

— scade consumul de energie electrică sub 500 kWh/t;

— se îmbunătăţesc net proprietăţile oţelului, aşa cum rezultă din tabelul 2, ceea ce înseamnă de fapt tot o reducere de energie;

— scade consumul de minereu;

— scade durata şarjei şi, ca urmare, se reduce consumul de materiale refractare, de feroaliaje şi de electrozi. La elaborarea oţelului după procedeul clasic, arderea cocsului din electrozi este mare (tab. 1).

BIBLIOGRBFIE

[1] Blank, J. R. şi Garbutt, R. *Elaborarea oţelului în cuptorul electric cu arc, cu consum raţional de energie.* În: Siderurgia şi Energia, Leoben, Austria, aprilie, 1980, p. 149 — 169.

[2] Rău, A. şi Tripşa, I. *Metalurgia oţelului.* Bucureşti, Edituta didactică şi pedagogică, 1973.

[3] Buzilă, S. şi Badea, I. *Proces tehnologic de elaborare a oţelului.* Brevet de invenţie nr. 86656, din 24.XI. 1984.

Cercetări privind elaborarea tehnologiei de sudare a racordurilor speciale la prăjinile de foraj pentru sondeze

Dr. ing. V. Ulmanu, dr. ing. M. Marcu
și ing. V. Ispas
Institutul de petrol și gaze — Ploiești

CZ : 621.791 : 622.24.053

La forajul cu sondeze se folosesc diferite tipuri constructive de prăjini de foraj, diferențiate prin forma și modul de realizare a filetelor de asamblare: filete cep și mufă executate la extremitățile prăjinii de foraj (seria *Q*), filete tip mufă la extremitățile prăjinii de foraj și asamblarea lor prin nipluri de legătură tip cep-cep (seria *W*, STAS 1968-80) și asamblare prin intermediul racordurilor speciale cep și mufă, înfiletate la extremitățile prăjinii de foraj (STAS 5283-80).

Deoarece în toate cazurile elementul cel mai slab al garniturii de foraj îl reprezintă îmbinarea filetată, o soluție de creștere a durabilității pentru toate tipurile de prăjini de foraj o reprezintă executarea capetelor filetate din oțeluri de calitate superioară și îmbunătățite (denumite racorduri speciale), sudate la corpul prăjinii de foraj laminate, normalizate.

Oțelurile folosite în construcția prăjinilor de foraj și a racordurilor speciale sînt oțeluri slab aliate de îmbunătățire, astfel încît o îmbinare de calitate se poate realiza numai prin procedeul de sudare prin presiune, urmat de tratament termic local.

În lucrare se prezintă cercetările privind elaborarea tehnologiei de sudare electrică, cap la cap, prin presiune, cu topire intermediară și de tratament termic local la prăjinile de foraj pentru sondeze.

Materialele utilizate și obiectivele cercetării

Prăjinile de foraj s-au confecționat din țevi laminate și trase la rece din oțel 43MoMn16, STAS 8185-80, normalizat și revenit, avînd capetele nerefulate și dimensiunile prezentate în figura 1.

Racordurile speciale s-au executat din oțel 40 Cr10, STAS 791-80, îmbunătățit. Forma și dimensiunile racordului în zona îmbinării sînt prezentate în figura 1.

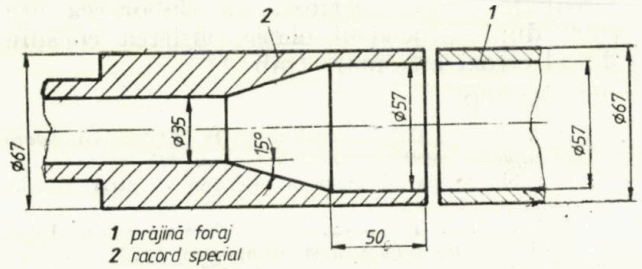


Fig. 1. Forma și dimensiunile racordului special și a prăjinii în zona îmbinării

Conform STAS 8185-80, oțelul 43MoMn16 în stare normalizată și revenită prezintă următoarele caracteristici mecanice: limita de curgere $R_{p0,2} = 550$ N/mm², rezistența la rupere $R_m = 700$ N/mm². Rezultatele încercărilor la tracțiune, efectuate pe epruvete prelevate din materialul utilizat, sînt prezentate în tabelul 1. Aceste valori sînt superioare celor indicate în STAS 8185-80, fiind comparabile cu ale oțelului de prăjini de foraj grad G 105 conform API 5AX.

Pentru oțelul 40Cr10, în STAS 791-80 sînt indicate următoarele caracteristici mecanice, în stare îmbunătățită: limita de curgere $R_{p0,2} = 790$ N/mm², rezistența la rupere $R_m = 980 - 1\,180$ N/mm². Parametrii regimului de revenire ai racordurilor au fost stabiliți astfel încît să se obțină valori ale durității de 260 — 320 *HB*, indicate în STAS 5291-80 pentru racordurile speciale ale prăjinilor de foraj cu diametrul de 50 mm, pentru sondeze.

Carbonul echivalent calculat conform STAS 7194-79 are valori ridicate pentru ambele materiale. Rezultă că pentru sudarea prin topire a acestor oțeluri trebuie luate precauții speciale (preîncălzire, tratamente termice etc.). De asemenea, trebuie avut în vedere faptul că se urmărește realizarea unei îmbinări sudate între materiale diferite.

În consecință, direcțiile cercetării au fost următoarele:

— stabilirea tehnologiei de sudare prin presiune cap la cap cu topire intermediară;

— cercetarea și elaborarea tehnologiei de tratament termic optim din punct de vedere al cerințelor de exploatare și productivității, cu executarea unei instalații de tratament termic prin curenți de inducție;

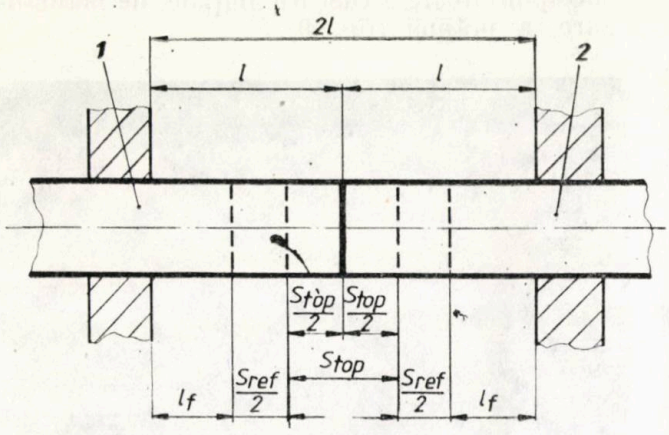
— cercetări privind caracteristicile metalurgice și mecanice ale îmbinării.

Cercetarea tehnologiei de sudare electrică prin presiune cu topire intermediară

Realizarea prin sudare cu topire intermediară a unei îmbinări cu caracteristici comparabile cu cele ale metalului din care sînt confecționate piesele care se sudează este determinată de corelarea potrivită între cîmpul termic și forța de refulare aplicată în cursul procesului de sudare.

Din punct de vedere tehnologic există două posibilităţi extreme : regimul de sudare „moale" şi regimul de sudare „dur". Între aceste două extreme pot exista o serie de tehnologii intermediare.

Pentru realizarea îmbinărilor sudate s-a utilizat o maşină tip MS 1202, de fabricaţie U.R.S.S., adaptată la condiţiile de realizare a îmbinării prăjină de foraj — racord special.



1,2 - componentele de sudat
l - lungimea liberă inițială a unei componente; l=40mm
l_f - lungimea liberă finală a unei componente; l=26mm
S_{top} - scurtarea la topire; S_{top} = 10 mm
S_{ref} - scurtarea la refulare; S_{ref} = 8mm

Fig. 2. Lungimea liberă şi scurtarea la topire şi refulare

Parametrii regimului de sudare, stabiliţi conform indicaţiilor din literatura de specialitate [1] — [4] şi optimizaţi pe baza încercărilor experimentale proprii, sînt prezentaţi în figurile 2 şi 3, ca rezultat la înregistrărilor efectuate în condiţii reale de sudare.

Din punct de vedere al aspectului exterior, s-a stabilit că sudarea este corespunzătoare atunci cînd sînt respectate următoarele condiţii :

— bavura exterioară este formată din trei straturi paralele;

— înălţimea bavurii este de circa 4 mm şi nu este răsfrîntă lateral;

— suprafaţa cusăturii sudate şi debavurate nu prezintă defecte ca fisuri şi porozităţi;

— piesele nu prezintă ciupituri pe suprafaţa exterioară în zona de contact cu bacurile maşinii.

Analiza caracteristicilor mecanice ale prăjinii de foraj sudate şi netratate termic s-a efectuat pe baza următoarelor încercări: analiza microstructurii, analiza durităţii, încercarea la tracţiune şi încercarea de îndoire.

Analiza microstrcturii şi a durităţii s-a efectuat pe probe metalografice prelevate longitu-

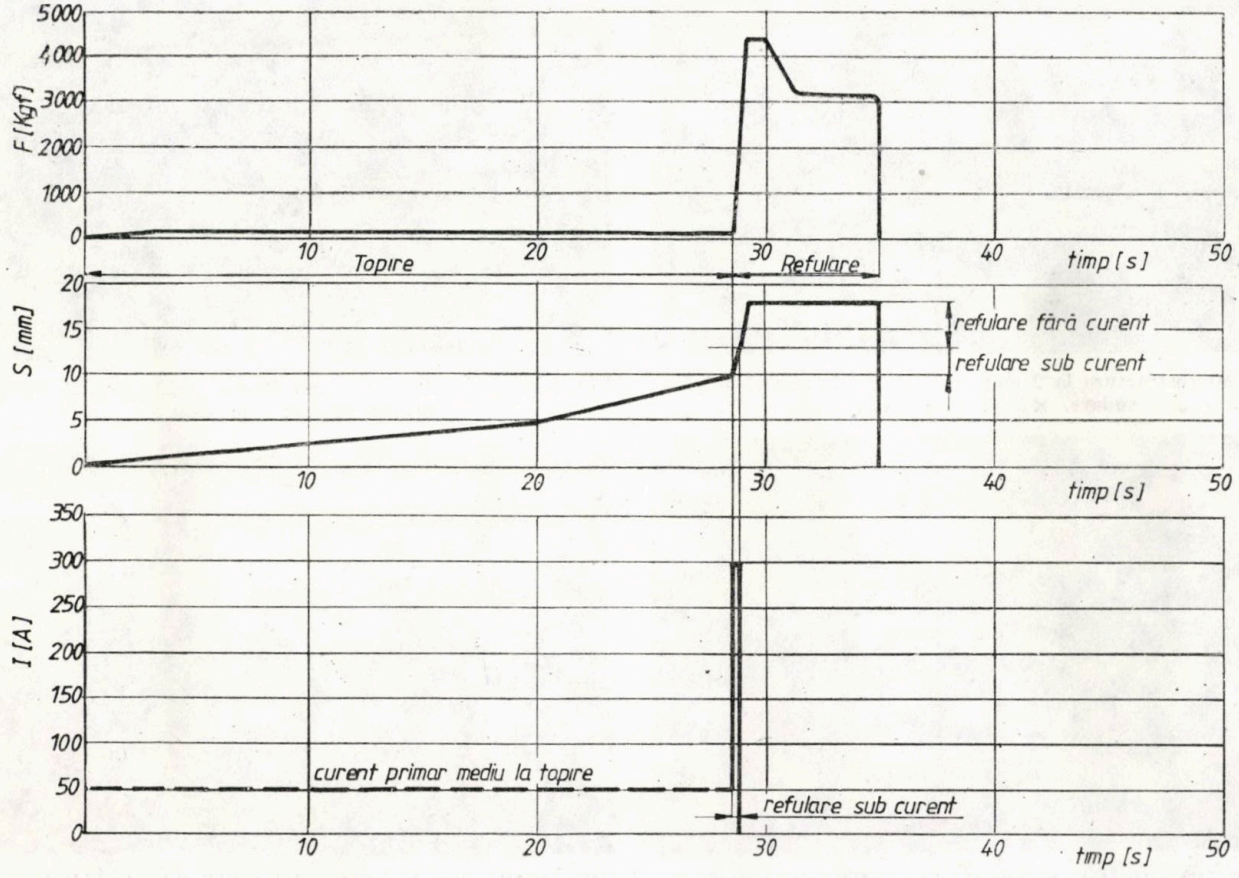


Fig. 3. Variaţia în timp a parametrilor regimului de sudare

dinal, cuprinzînd cusătura şi zona influenţată termic atît din racordul special, cît şi din prăjina de foraj.

Microstructura în zona îmbinării este formată din martensită grosolană şi bainită (fig. 4). Analizînd variaţia microstructurii în racord se constată că la 2 mm de cusătură structura este formată din bainită (fig. 5), trecînd treptat fără modificări sensibile spre structura iniţială, de îmbunătăţire, a racordului (fig. 6). Variaţia microstructurii în prăjină indică pînă la o distanţă de 4 mm de zona cusăturii prezenţa bainitei (fig. 7), care la o distanţă de 8 mm trece spre structura ferito-perlitică fină (fig. 8), iar la o distanţă de aproximativ 14 mm de zona de îmbinare, structura devine ferito-perlitică, corespunzătoare structurii iniţiale, de normalizare, a prăjinii (fig. 9).

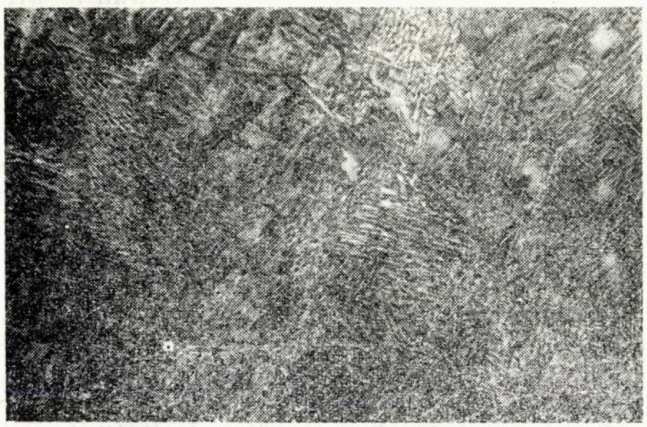


Fig. 4. Microstructura zonei îmbinării netratată termic. ×500; atac Nital

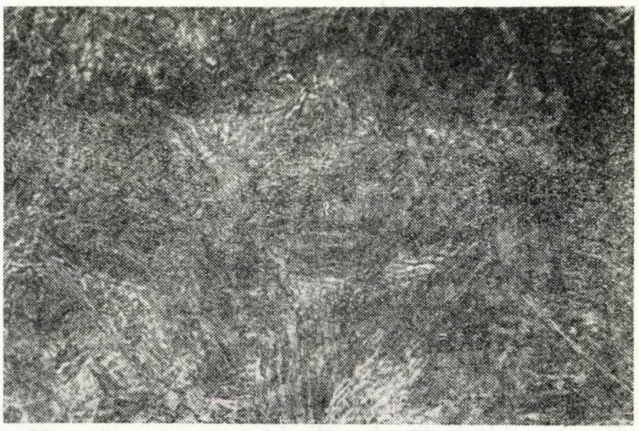
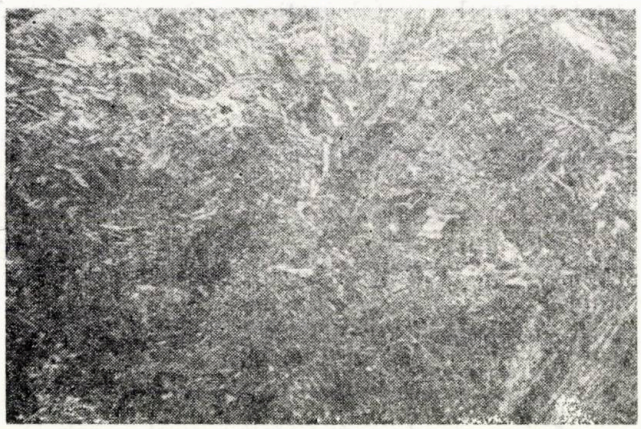


Fig. 7. Microstructura la 4 mm de cusătură în prăjină, după sudare. × 500; atac Nital



g. 5. Microstructura la 2 mm de cusătură în racord, după sudare. ×500; atac Nital

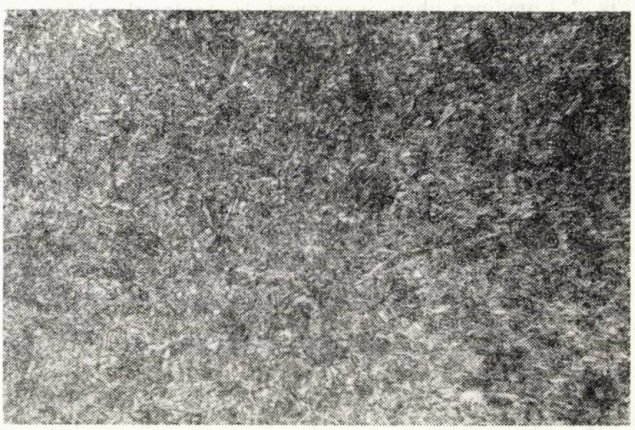


Fig. 8. Microstructura la 8 mm de cusătură în prăjină, du pă sudare. ×500; atac Nital

Fig. 6. Microstructura materialului racordului special înainte de sudare. ×500; atac Nital

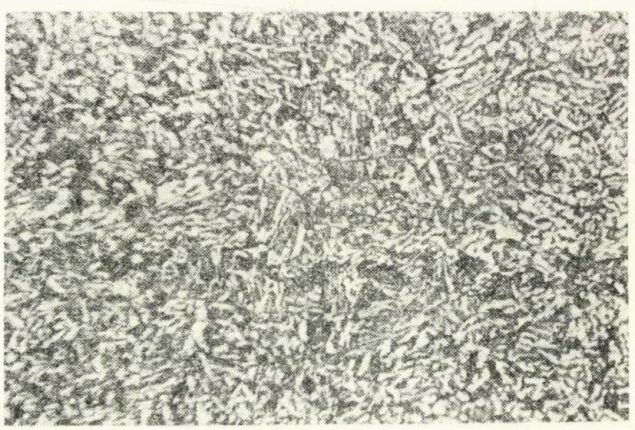


Fig. 9. Microstructra materialului prăjinii în stare de livrare ×500; atac Nital

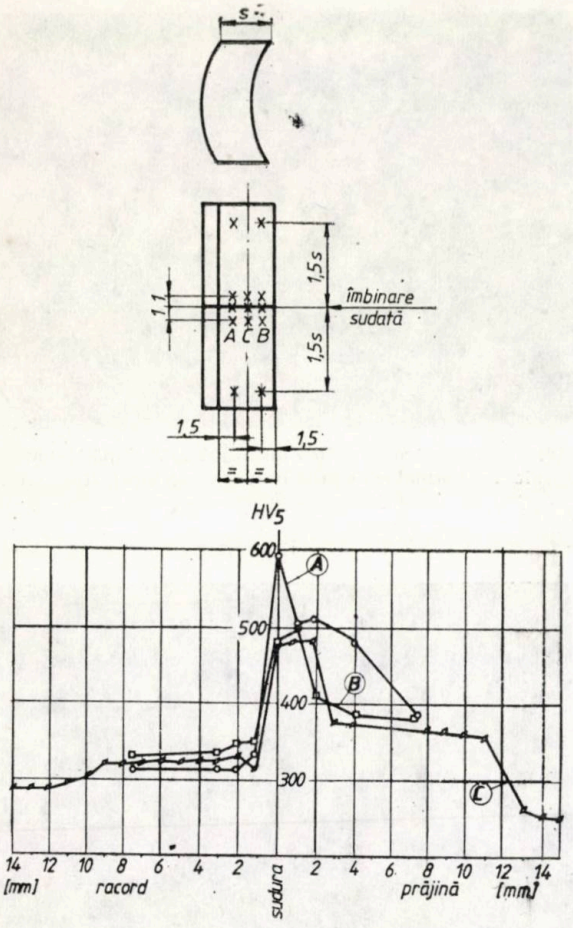


Fig. 10. Variaţia durităţii în lungul prăjinii de foraj cu racord sudat, netratată termic

Valorile durităţii, prezentate în figura 10, se corelează bine cu modificările structurale arătate şi confirmă faptul că microstructura este puternic afectată de ciclul termic pe distanţe mari, în special în prăjina de foraj.

Rezultă deci că procesul tehnologic de sudare are un efect nefavorabil asupra caracteristicilor matrialelor sudate, ducînd la fragilizarea acestora în zona sudurii, ca urmare a formării unor structuri în afară de echilibru, reflectată şi prin creşteri mari ale durităţii.

Această concluzie a rezultat şi în urma încercărilor la tracţiune şi îndoire, efectuate pe epruvete prelevate din îmbinări sudate şi netratate termic. Rezultatele încercărilor sînt prezentate în tabelul 1. În tabel sînt date, pentru comparaţie, caracteristicile mecanice pentru oţelul 43 MoMn 16 conform STAS 8185-80 şi determinate experimental pe epruvete prelevate din ţeava utilizată ca semifabricat, precum şi pentru două oţeluri uzuale pentru fabricaţia prăjinilor de foraj de exploatare : grad E, conform API 5 A şi grad G 105, conform API 5AX.

Din cercetările efectuate rezultă că structurile şi caracteristicile mecanice în zona sudurii nu sînt corespunzătoare din punct de vedere al solicitărilor în exploatare ale prăjinilor de foraj pentru sondeze, impunînd aplicarea unui tratament termic îmbinării sudate.

Caracteristicile mecanice obţinute la încercările de tracţiune şi îndoire *Tabelul 1*

Cod	Încercare, stare	Tracţiune						Îndoire, grad	Poziţia ruperii
		$R_{p0,2}$, N/mm² (kf/mm²)	$R_{p0,5}$, N/mm² (kgf/mm²)	R_m, N/mm² (kgf/mm²)	A_5, %	$A_{2\ inch.}$, %	Z, %		
03	Grad E ; API 5A	—	(52,7— —73,8)	(min. 70,3)	—	13	—	—	—
02	Grad G 105 : API 5AX	—	(53,8— 94,8)	(min. 84,4)	—	13	—	—	—
	43 MoMn16 STAS 8185-80			700	13	—	—	—	—
01	Material Normalizat; prăjină revenit	550 (56)	—	(71)					
	Valori determinate experim.	730,8 (74,5)	804,5 (82)	1069,3 (109)	14	16	20,35	180 fără fisură	—
0	Sudat şi netratat	573,6 (59,5)	662 (67,5)	907,4 (92,5)	7,25	8	34,75	40	Material de bază prăjină
1.	Normalizat inducţie	758,4 (72,25)	765,2 (78)	934,7 95,3)	10,4	11,5	35,6	60	Idem
2.	Normalizat inducţie Revenit inducţie, varianta *I*	654,74 (66,75)	699 (71,25)	791,7 (80,7)	3,9	3	0	—	Z.I.T. prăjină
3.	Normalizat inducţie Revenit inducţie, varianta *II*	637,7 (65)	—	784,8 (80)	10,8	—	44	180 fără fisură	Material de bază prăjină
4.	Călit inducţie Revenit inducţie, varianta *I*	627,85 (64)	694 (70,75)	862,3 (87,9)	8,25	8	44,35	70	Idem
5.	Calit. inducţie Revenit inducţie, varianta *II*	676,2 (69)	—	806,5 (82,25)	7	—	30	—	Material de bază prăjină
6.	Normalizat inducţie Revenit cuptor	529,7 (54)	583,5 (59,5)	691,6 (70,5)	13,8	14,6	52	Neconclu-dent	Idem
7.	Călit inducţie	554,2 (56,5)	632,75 (64,5)	794,6 (81)	14,6	15	47,35	180 fără fisură	Idem

Cercetarea şi optimizarea tehnologiei de tratament termic a îmbinării sudate

Cercetările au avut ca scop stabilirea unei variante de tratament termic, care să răspundă următoarelor cerinţe :

— aplicarea locală a tratamentului în vederea modificării structurii şi obţinerea unor proprietăţi fizico-mecanice convenabile în cusătură şi în zona influenţată termic ;

— realizarea unei productivităţi ridicate la operaţia de tratament termic, corespunzătoare unei producţii de serie.

Ca urmare, încălzirea pentru tratamentele termice cu recristalizare fazică s-a făcut prin inducţie. Instalaţia pentru încălzire inductivă locală are la bază un generator de medie frecvenţă tip GEF AV 56/8000 cu frecvenţa de 8000 Hz, folosind un inductor de formă inelară, care realizează lăţimea de încălzire de circa 30 mm şi o instalaţie de reglare automată a regimului de tratament termic.

Pentru tratamentele de revenire s-au aplicat două variante : încălzire în cuptor tubular cu rezistenţă pentru tratamente locale (lungime circa 200 mm) şi încălzire prin inducţie.

Variantele şi parametrii regimurilor de tratament termic aplicate sînt prezentate în tabelul 2.

Pentru fiecare din variantele de tratament termic aplicate, s-au efectuat aceleaşi analize şi încercări ca şi pentru proba sudată şi netratată termic.

Analiza microstructurii şi încercarea de duritate indică modificări structurale favorabile în zona îmbinării pentru toate variantele de

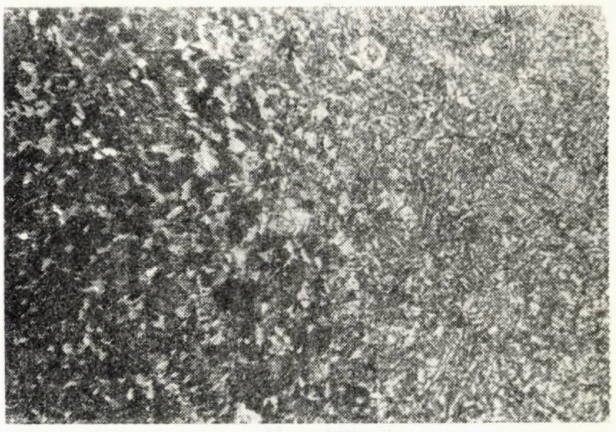


Fig. 11. Microstructura în zona îmbinării, după tratamentul termic de normalizare prin inducţie. ×500; atac Nital

Fig. 12. Microstructura în zona îmbinării după tratamentul termic de călire prin inducţie şi revenire locală în cuptor. × 500; atac Nital

Tabelul 2

Variantele de tratament termic aplicate îmbinărilor sudate

Tratamentul termic	Utilajul	Parametrii regimului de T.T.				Observaţii
		Temp. de încălzire, °C	Timp de încălzire şi menţinere, min	Viteza de încălzire, °C/s	Mediul de răcire	
Normalizare	Instalaţie pentru încălzire inductivă locală (IIIL)	1 150	1	20	aer	
Normalizare	Idem	1 150	1	20	aer	
Revenire *I*	Idem	800	0,7	20	ulei	
Normalizare	Idem	1 150	1	20	aer	
Revenire *II*	Idem	700	10	1,16	ulei	
Călire	Idem	1 150	1	20	ulei	
Revenire *I*	Idem	800	0,7	20	ulei	
Călire	Idem	1 150	1	20	ulei	
Revenire *II*	Idem	700	10	1,16	ulei	Piesa a fost introdusă în cuptorul aflat la temperaturile de tratament
Normalizare	Idem	1 150	1	20	aer	
Revenire	Cuptor tubular cu rezistenţă (C.T.R.)	650	15	—	ulei	
Călire	I.I.I.L.	1 150	1	20	ulei	Piesa a fost introdusă în cuptorul aflat la temperaturile de tratament
Revenire	C.T.R.	650	15	—	ulei	

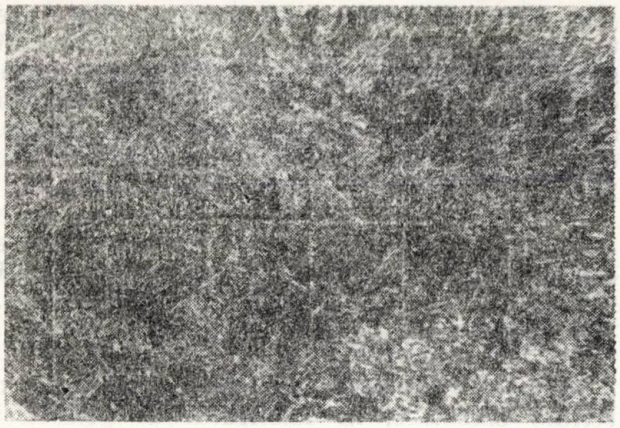


Fig. 13. Microstructura în zona îmbinării după tratamentul termic de normalizare prin inducție și revenire locală în cuptor. ×500; atac Nital

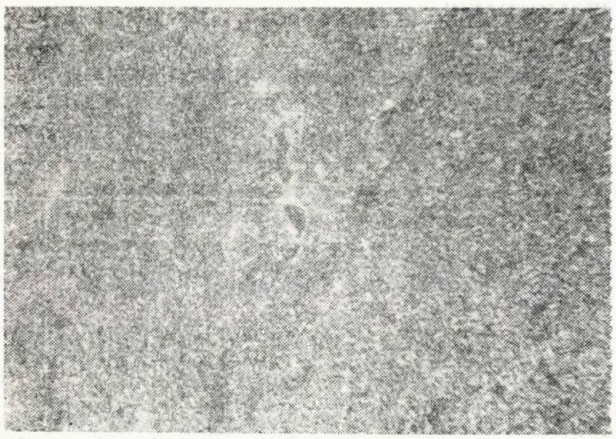


Fig. 14. Microstrucura în zona îmbinării după tratamentul termic de normalizare prin inducție și revenire prin inducție. ×500; atac Nital

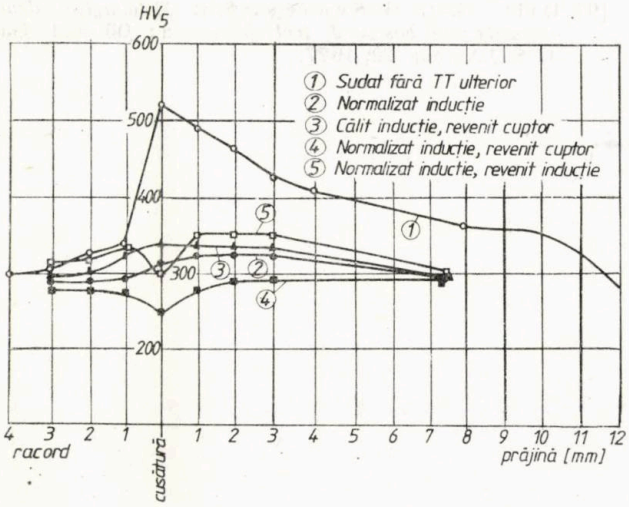


Fig. 15. Variația durității în lungul prăjinii de foraj cu racord sudat:

curba *1* — sudat fără tratament termic ulterior;
curba *2* — normalizat prin inducție;
curba *3* — călit prin inducție, revenit în cuptor;
curba *4* — normalizat prin inducție, revenit în cuptor;
curba *5* — normalizat prin inducție, revenit prin inducție

tratament termic aplicate. Astfel microstructura în zona îmbinării, după tratamentul de normalizare prin inducție, este formată în racord din sorbită, iar în prăjină, din perlită cu rețea de ferită (fig. 11). În urma variantei de tratament termic de călire prin inducție și revenire locală în cuptor, microstructura zonei de îmbinare este formată din sorbită (fig. 12).

Microstructura obținută în zona de îmbinare după tratamentul termic de normalizare prin inducție și revenire locală în cuptor este formată din bainită și perlită (fig. 13), iar după varianta de normalizare prin inducție și revenire prin inducție, microstructura în zona îmbinării este formată din sorbită (fig. 14).

Variația durității pentru cele patru variante de tratament termic, prezentată în figura 15, indică o reducere apreciabilă a acesteia atît în cusătură, cît și în zona influențată termic și totodată o atenuare completă a vîrfurilor de duritate.

Valorile rezultatelor obținute la încercările de tracțiune și îndoire sînt prezentate în tabelul 1. Analiza acestora duce la următoarele concluzii:

— variantele de tratament cu revenire în cuptor cu rezistență dau cele mai bune rezultate;

— variante cea mai simplă, și ușor de aplicat, normalizarea prin inducție, dă caracteristici de rezistență apropiate de cele ale materialului prăjinii în stare inițială, dar cu o reducere simțitoare a caracteristicilor de plasticitate;

— caracteristici corespunzătoare s-au obținut în cazul variantei de tratament de normalizare prin inducție și revenire prin inducție (varianta a doua), care, datorită simplității și economicității, reprezintă varianta aplicabilă industrial.

Concluzii

Problema realizării îmbinărilor sudate prin presiune cu topire intermediară dintre racordurile speciale și prăjinile de foraj pentru sondeze a fost abordată complex sub aspectul utilajului folosit, al regimului de sudare optim, al tratamentului termic posibil de aplicat și al verificării calității îmbinării.

Prăjinile sudate și netratare termic nu prezintă structuri corespunzătoare în zona cusăturii și în zona influențată termic atît în prăjina de foraj, cît și în racord. Aceasta se datorește călibilității ridicate a materialelor îmbinate, fapt ce face ca ciclul termic la sudare să conducă la formarea în aceste zone a constituenților în afară de echilibru, duri și fragili. Proprietățile mecanice ale îmbinării sînt, în consecință, necorespunzătoare cerințelor din exploatare.

Pentru îmbunătăţirea caracteristicilor mecanice şi în primul rînd a caracteristicilor de tenacitate, este necesară aplicarea unui tratament termic local.

Variantele de tratament care au dus la rezultate corespunzătoare sînt următoarele:

— normalizare prin inducţie;

— normalizare prin inducţie şi revenire prin inducţie;

— normalizare prin inducţie şi revenire în cuptor tubular;

— călire prin inducţie şi revenire în cuptor tubular.

Dintre acestea, varianta tehnico-economică optimă o reprezintă normalizarea şi revenirea, executate prin inducţie.

În urma cercetărilor efectuate, se recomandă următoarele criterii calitative şi cantitative ce caracterizează calitatea îmbinării sudate prăjină de foraj — racord special:

a) aspectul exterior, conform indicaţiilor menţionate;

b) se acceptă, în general, raportul dintre aria suprafeţei sudate şi aria teoretică în zona sudurii în valoare de minimum 0,9. Zonele nesudate din vecinătatea suprafeţei se consideră defecte de suprafaţă;

c) precizia poziţiei reciproce a componentelor trebuie să se încadreze în următoarele limite:

— coaxialitatea racordurilor speciale îmbinate cu prăjina de foraj se determină prin măsurarea bătăii radiale, valoarea maximă admisibilă fiind de 0,7 mm;

— abaterea unghiulară admisibilă trebuie să se încadreze în toleranţele admisibile la curbura prăjinii;

d) microstructura îmbinării sudate se recomandă a fi o sorbită de revenire sau o perlită fină (sorbita de normalizare);

e) duritatea cusăturii şi a zonei influenţate termic, determinate la suprafaţa exterioară a îmbinării trebuie să se încadreze în limitele de valori ale prăjinii de foraj şi ale racordului special, neafectate de ciclul termic de sudare, cu variaţie uniformă pe lungime, în limitele 280 — 320 HV_5;

f) caracteristicile mecanice determinate prin încercarea la tracţiune a epruvetelor prelevate din piesele sudate şi tratate termic trebuie să fie egale cu cele ale prăjinii de foraj; R_m, min. 700 N/mm²; $R_{p0,2}$, min. 550 N/mm²; A_5, min. 13%; Z, min. 50%.

Pe baza tehnologiei de sudare şi tratament termic elaborate, la Institutul de petrol şi gaze s-a asimilat fabricarea în serie a prăjinilor de foraj pentru sondeze, cu racorduri speciale sudate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Antonescu, I. ş.a. *Sudarea prin presiune.* Bucureşti, Editura tehnică, 1969.

[2] Năd ă şan, S. ş.a. *Cercetări privind sudarea prin topire intermediară a barelor din oţel beton tip PC 90.* Studii şi cercetări de metalurgie, nr. 12, 1967.

[3] Verhovenko, L. V. şi Tukin, A. K. *Sprovocinik svarşcika.* Minsk, Vissaia şkola, 1977.

[4] *** *Soudage en bout par étincelage de l'acier.* Doc. IIS 256-67.

[5] Hoderny, B. ş.a. *Zagadnienie zgrzewanego przewodu Wiertniczego.* În: Hutnik, R.P. Polonă, nr. 8 — 9, 1973.

[6] Guzevataia, L. I. şi Navnîko, P. P. *Oţeluri pentru prăjini de foraj de înaltă rezistenţă cu racorduri sudate.* În: Svarocinoe proizvodatvo, U.R.S.S., nr. 1, 1978.

[7] Solodovnikov, S. A. *Privarka soedinitelnîh kontov k burilnîm trubam.* În: Avtomaticescaia svarka, U.R.S.S., nr. 1, 1975.

[8] Sullivan, I. F. şi Savage, W. F. *Effect of phase control during flashing on flash weld defects.* În: Welding J., Anglia, nr. 5, 1971.

[9] Dill, H. C. şi Scales, S.R. *Metalurgical developments aid bits and tool joints.* În: Oil and Gas J., S.U.A., aug. 29, 1977.

Dr. ing. M. Cojocaru, ing. M. V. Suciu
și ing. E. Voinea
Institutul politehnic — București

Model matematic stabilit în vederea determinării parametrilor optimi de tratament termic aplicat țevilor fără sudură executate din oțel 43MoMn16 destinate industriei petroliere

CZ: 621.785:669—462.3

Țevile fără sudură executate din oțel 43MoMn16 (STAS 8185/80) au ca principală destinație în domeniul industriei petroliere utilizarea în calitate de prăjini de foraj. Dat fiind destinația și solicitările la care sînt supuse în exploatare, standardul prevede pentru această categorie de repere următoarele valori minime ale caracteristicilor mecanice: $R_m = 700$ N/mm²; $R_{p0,2} = 550$ N/mm²; $A = 13\%$; $KCU_2 = 60$ J/cm², caracteristici care trebuie asigurate la finele ciclului de tratament — normalizare și revenire.

Asigurarea complexului de caracteristici impus în exploatare devine posibilă în urma unei alegeri foarte riguroase a parametrilor termici și temporali ai celor două tratamente termice la care sînt supuse produsele laminate.

Cercetările experimentale efectuate de autori au urmărit determinarea în primă instanță a gradului de influență manifestat de fiecare parametru tehnologic de tratament asupra nivelului caracteristicilor de exploatare rezultate, precum și a unei corelații matematice între influențele manifestate de aceștia, astfel încît să se creeze posibilitatea reală de control și intervenție rapidă în proces în momentul în care unul din parametri nu poate fi menținut la o valoare prestabilită. Determinările experimentale au fost realizate pe probe standardizate de tracțiune prelevate din țeavă laminată cu grosime de perete de 6 mm, iar condițiile de experimentare au fost alese în corelație cu datele privind poziția punctelor critice de transformare în stare solidă, cinetica transformării austenitei subrăcite corespunzător oțelului 43MoMn16, precum și domeniul de temperaturi în care trebuie realizat tratamentul termic de revenire, astfel încît să se poată asigura complexul de caracteristici impus în exploatare reperelor analizate (tab. 1).

Tabelul 1

Nivelurile de bază, intervalele de variație, matricea experimentului programat și rezultatele experimentale obținute

Factori	Temp. de normaliz., °C	Timp de menț. la normaliz., min	Temp. de rev., °C	Timp de menț. la rev., min	Param. de optimizat		
					R_m, N/mm²	$R_{p0,2}$, N/mm²	A_5, %
Cod	x_1	x_2	x_3	x_4	y_1	y_2	y_3
Nivel de bază x_{i0}	860	40	600	80	—	—	—
Interval de variație Δx_i	40	20	50	40	—	—	—
Nivel sup. $x_{i0} + \Delta x_i$	900	60	650	120	—	—	—
Nivel inf. $x_{i0} - \Delta x_i$	820	20	550	40	—	—	—
Exp. nr. 1	+	+	+	+	733	558	19,5
Exp. nr. 2	+	+	+	—	753	553	13,5
Exp. nr. 3	+	+	—	+	815	672	14,2
Exp. nr. 4	+	—	+	+	756	554	14,5
Exp. nr. 5	—	+	+	+	765	573	15,5
Exp. nr. 6	—	—	+	+	741	564	15
Exp. nr. 7	+	—	—	+	796	593	14,6
Exp. nr. 8	+	+	—	—	831	622	13,6
Exp. nr. 9	—	+	+	—	780	587	14,7
Exp. nr. 10	+	—	+	—	795	583	14,6
Exp. nr. 11	—	+	—	+	831	633	14,4
Exp. nr. 12	—	—	—	+	827	618	13,9
Exp. nr. 13	—	—	+	—	772	588	16,6
Exp. nr. 14	—	+	—	—	857	650	13,9
Exp. nr. 15	+	—	—	—	847	682	14,1
Exp. nr. 16	—	—	—	—	837	641	14,5

Metoda de cercetare adoptată – metoda experimentului programat – permite, pe lîngă reducerea considerabilă a numărului de experienţe, stabilirea unor corelaţii matematice (prin intermediul ecuaţiilor de regresie) între influenţele manifestate de diferiţi parametri independenţi ai procesului (proceselor) analizat. Ca parametri independenţi ai proceselor au fost aleşi:

x_1 – temperatura de normalizare, °C;
x_2 – timpul de menţinere la normalizare, min;
x_3 – temperatura de revenire, °C;
x_4 – timpul de menţinere la revenire, min.

Rezolvarea ciclului de experienţe impus de modelul matematic adoptat (model matematic de ordinul $I - 2^4 = 16$ experienţe) a permis determinarea unor funcţii liniare de tipul:

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^{n} b_i x_i \qquad (1)$$

în care y este parametrul de optimizat (R_m; $R_{p,02}$; A_5);

x_i – variabile independente (temperatura de normalizare, temperatura de revenire şi timpii de menţinere corespunzători celor două tratamente:

b_0, b_i – coeficienţi.

$$y_{R_m} = 796 - 5{,}25\,x_1 - 0{,}37\,x_2 - 34{,}12x_3 - 13x_4 \qquad (2)$$

$$y_{R_{p,0,2}} = 6'04{,}13 - 2{,}31\,x_1 + 1{,}56\,x_2 - 34{,}43\,x_3 - 8{,}81\,x_4 \qquad (3)$$

$$y_{A_5} = 14{,}81 + 0{,}006x_1 + 0{,}093x_2 + 0{,}668x_3 + 0{,}3181\,x_4 \qquad (4)$$

Verificarea statistică a valorilor coeficienţilor celor trei ecuaţii de regresie (2) – (4) (condiţia de verificare statistică: $|b_i| \geq \Delta b_i$, unde $\Delta b_i = S_{b_i}\, t_{\alpha,N}$, şi $S_{b_i} = S_0^2/N$ – tabelul 2; Δb_i – interval de încredere al valorilor coeficienţilor; S_{bi}^2 – dispersia valorilor coeficienţilor; S_0^2 – dispersia reproductibilităţii; t – criteriul Student; α – nivelul de semnificaţie; N – numărul experienţelor) a condus la o formă simplificată a acestor ecuaţii (5) – (7).

Tabelul 2

Dispersia reproductibilităţii experienţelor (eroarea experimentală) S_0^2

Nr. exp.	y_{exp}	$\lvert y_{exp} - \bar{y}\rvert$	$(y_{exp} - \bar{y})^2$
		y_{R_m}	
1	846	13	169
2	820	13	169
	$\bar{y} = 833$		$\sum_1^2 (y_{exp} - \bar{y})^2 = 338\; S_2^0 = 338$
		b) $y_{R_{p,0,2}}$	
1	661	4	16
2	653	4	16
	$\bar{y} = 657$		$\sum_1^2 (y_{exp} - \bar{y})^2 = 32 \quad S_0^2 = 32$
		c) y_{A_5}	
1	13,4	0,45	0,20
2	14,3	0,45	0,20
	$\bar{y} = 13{,}85$		$\sum_1^2 (y_{exp} - \bar{y})^2 = 0{,}40\; S_0^2 = 0{,}40$

$$y_{R_m} = 796 - 34{,}12\,x_3 - 13\,x_4 \qquad (5)$$

$$y_{R_{p,0,2}} = 604{,}43 - 34{,}43\,x_3 - 8{,}81x_4 \qquad (6)$$

$$y_{A_5} = 14{,}81 + 0{,}668\,x_3 + 0{,}38\,1x_4 \qquad (7)$$

Absenţa termenilor care exprimă influenţa parametrilor termici şi temporali ai tratamentului termic de normalizare în ecuaţiile de regresie (5) – (7), determinată de faptul că valorile corespunzătoare coeficienţilor acestor termeni (x_1; x_2), sînt static nedeterminaţi şi indică faptul că în intervalul de variaţie al acestor parametri ($x_1 = 820 - 900$°C şi $x_2 = 20 - 60$ min) influenţa lor este nesemnificativă asupra nivelului caracteristicilor mecanice (în cazul particular al ţevilor cu grosime de perete de 6 mm).

Verificarea concordanţei modelului matematic calculat s-a efectuat cu ajutorul criteriului Fischer.

Condiţia de verificare statistică: $F_{calc} \leqslant F_{tab}$ (8)

în care:

$$F_{calc} = S_{conc}^2/S_0^2 \quad \text{şi} \quad S_{conc}^2 = \sum_{n=1}^{N} \Delta y_n^2/(N - k')$$

S_{conc}^2 – dispersiile produse de ecuaţiile de regresie (tab. 3);
N – numărul de experienţe;
k' – numărul coeficienţilor statistic determinaţi (inclusiv coeficientul termenului liber).

Tabelul 3

Dispersia produsă de ecuația liniară de regresie, $S^2_{conc.}$

a) R_m

Nr. exp.	$y_{exp.}$	$y_{calc.}$	$\lvert y_{exp.} - y_{calc.} \rvert$	$(y_{exp.} - y_{calc.})^2$
1	733	749	16	256
2	753	775	22	484
3	815	817	2	4
4	756	749	7	49
5	765	749	16	256
6	741	749	8	64
7	796	817	21	441
8	831	843	12	144
9	780	775	5	25
10	795	775	20	400
11	831	817	14	196
12	827	817	10	100
13	772	775	3	9
14	857	843	14	196
15	847	843	4	16
16	837	843	6	36

$$\sum_1^{16} (y_{exp.} - y_{calc.})^2 = 2\,676$$

$$S^2_{conc.} = \frac{2\,676}{16-3} = 205{,}84$$

Tabelul 3 (continuare)

b) $Rp_{0,2}$

Nr. exp.	$y_{exp.}$	$y_{calc.}$	$\lvert y_{exp.} - y_{calc.} \rvert$	$(y_{exp.} - y_{calc.})^2$
1	558	561	3	9
2	553	579	26	676
3	672	630	42	1 764
4	554	561	7	49
5	573	561	12	144
6	564	561	3	9
7	593	630	37	1 369
8	622	648	26	676
9	587	579	8	64
10	583	579	4	16
11	633	630	3	9
12	618	630	12	144
13	588	579	9	81
14	650	648	2	4
15	682	648	34	1 156
16	641	648	7	49

$$\sum_1^{16} (y_{exp.} - y_{calc.})^2 = 6\,219$$

$$S^2_{conc.} = \frac{6219}{16-3} = 478{,}4$$

Se constată că, în toate cele trei cazuri corespunzătoare funcțiilor liniare (5) — (7), condiția de verificare statistică (8) este îndeplinită, deci modelul matematic adoptat este corect ales, iar funcțiile liniare determinate exprimă cu maximă probabilitate influențele manifestate de parametrii independenți asupra parametrilor de optimizat.

Tabelul 3 (continuare)

c) $A_5(\%)$

Nr exp.	$y_{exp.}$	$y_{calc.}$	$\lvert y_{exp.} - y_{calc.} \rvert$	$(y_{exp.} - y_{calc.})^2$
1	19,5	15,9	3,6	12,96
2	13,5	15,1	1,6	2,56
3	14,2	14,5	0,3	0,09
4	14,5	15,9	1,4	1,96
5	15,5	15,9	0,4	0,16
6	15	15,9	0,9	0,81
7	14,6	14,5	0,1	0,01
8	13,6	13,7	0,1	0,01
9	14,7	15,1	0,4	0,16
10	14,6	15,1	0,5	0,25
11	14,4	14,5	0,1	0,01
12	13,9	14,5	0,6	0,36
13	16,6	15,1	1,5	2,25
14	13,9	13,7	0,2	0,04
15	14,1	13,7	0,4	0,16
16	14,5	13,7	0,8	0,64

$$\sum_1^{16} (y_{exp.} - y_{calc.})^2 = 22{,}43$$

$$S^2_{conc.} = \frac{22{,}43}{16-3} = 1{,}72$$

Tabelul 4

Alegerea parametrilor termici și temporali optimi și ai tratamentelor de normalizare și revenire aplicate țevilor executate din oțelul 43MoMn16

Combinații ale factorilor x_3 și x_4		$y_{calculat}$			$\sum y = y_{R_m} + y_{R_{p_{0,2}}} + yA_5$
x_3	x_4	y_{R_m}	$y_{R_{p_{0,2}}}$	y_{A_5}	
−1	−1	843,12	647,67	13,76	1 504,55
−1	0	830,12	638,86	14,142	1 483,12
−1	+1	817,12	630,05	14,523	1 461,69
0	−1	809	613,24	14,429	1 436,67
0	0	796	604,43	14,81	1 415,24
0	+1	783	595,62	15,191	1 393,81
+1	−1	774,83	578,81	15,097	1 368,78
+1	0	761,88	570	15,478	1 347,36
+1	+1	748,88	560,19	15,859	1 325,93

Optimizarea celor trei funcții liniare, în vederea determinării valorilor optime corespunzătoare parametrilor independenți statistic determinați (x_3 ; s_4), s-a efectuat prin varierea discretă a acestor parametri pe trei nivele : −1 ; 0 ; +1 (tab. 4).

Din analiza rezultatelor obținute, reiese că o creștere a valorii celor doi parametri — temperatură și, respectiv, timp de menținere la revenire — în intervalul de variație analizat va implica o scădere a caracteristicilor de rezistență și o creștere a plasticității. Variația celor

doi parametri în intervalul de valori (−1, +1) duce, indiferent de combinaţia lor, la un nivel al caracteristicilor mecanice mai mare decît cel minim admisibil.

În aceste condiţii, se remarcă faptul că nivelul maxim al caracteristicilor de rezistenţă este asigurat în cazul în care : T_{rev}= 550°C şi t_{rev}= 40 min (temperatura de normalizare şi, respectiv, timpul de menţinere la normalizare sînt menţinute la valori corespunzătoare nivelului de bază — tab. 1). Concomitent nivelul plasticităţii şi al rezilienţei este superior nivelului minim admisibil.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * — STAS 8185 — 80.

[2] Taloi, D., Florian, E., Bratu, C. şi Berceanu, E. *Optimizarea proceselor metalurgice.* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1983.

DOCUMENTARE

Creştere semnificativă a producţiei de material preredus în anul 1984

Producţia de material preredus crescut cu 18,5 % în 1984 faţă de anul anterior, conform cifrelor anunţate recent de firma Midrex Corporation. Se apreciază că instalaţiile de reducere directă Midrex se află în frunte, deţinînd peste 50 % din producţia mondială pentru al şaselea an consecutiv.

Producţia mondială din 1984 a fost de 9,25 Mt, iar cea din 1983 s-a cifrat la 7,8 Mt.

În 1984 instalaţiile Midrex reprezentau 54 % din producţie comparativ cu 52 % în 1983. Instalaţiile care au folosit procedeul de reducere directă Midrex au produs în 1984 o cantitate de 5,0 Mt material preredus în comparaţie cu 4,1 Mt în 1983.

Firma Midrex consideră că creşterea producţiei se datorează realizărilor înregistrate în Qatar, Arabia Saudită şi la Combinatul metalurgic din Starli Oskol, U.R.S.S., precum şi punerii în funcţiune a instalaţiei de material preredus brichetat la cald de la firma Sabah Gas Industries, din Laluan, Malaezia, şi repunerii în funcţiune a instalaţiei corporaţiei Georgetown Steel, Carolina.

(În : *Steel Times International, Anglia, 1985, martie, p.19*)

Ţara	Capacitatea, Mt/an	Producţia, Mt
Argentina	0,93	0,90
Brazilia	0,32	0,25
Burma	0,04	0,01
Canada	1,00	0,50
India	0,21	0,08
Indonezia	2,30	0,74
Iran	0,33	0,00
Irac	0,49	0,00
Malaezia	0,65	0,04*
Mexic	2,02	1,47*
Noua Zeelandă	0,17	0,17
Nigeria	1,02	0,17
Peru	0,10	0,08
Qatar	0,40	0,50
Africa de Sud	0,83	0,27*
Arabia Saudită	0,80	0,73
Suedia	0,07	0,02
Trinidad	0,84	0,24
Anglia	0,80	0,00
S.U.A	0,70	0,12
U.R.S.S.	0,42	0,37*
Venezuela	4,50	2,49
R.F.G.	1,28	0,10*
Total	20,22	9,25

* — estimare

Analizor pentru microstrucura cărbunelui şi cocsului

Firma NKK a realizat un analizor automat al microstructurii cărbunelui şi cocsului, care poate măsura cu precizie calitatea cărbunelui şi stabili calitatea cocsului, prin aplicarea de programe controlate cu microcalculatorul.

Măsurarea şi analizarea cu precizie a calităţii cărbunelui şi cocsului este foarte importantă, contribuind la reducerea consumului de cocs şi la creşterea producţiei de fontă brută din furnal. Pînă în prezent s-au folosit mai multe metode de măsurare, dar niciuna nu s-a dovedit atît de eficientă.

Programele dezvoltate de firma NKK fac posibilă o măsurare rapidă, complet automată a reflexiei maxime/minime, prin utilizarea combinată a unui analizor cu imagine şi a unui microscop controlat cu microcalculatorul. Ele analizează microstructura anizotropă a cocsului şi clasifică automat compoziţia sa petrografică.

Faţă de metodele convenţionale de măsurare manuală, acest nou analizor are următoarele efecte :

— reducerea numărului de controlori cu experienţă necesari şi a timpului de măsurare, ceea ce permite o creştere substanţială a numărului de epruvete care pot fi măsurate;

— eliminarea erorilor de măsurare cauzate de manipularea manuală şi creşterea preciziei măsurătorilor.

Analizorul a fost deja folosit la uzinele Keihin şi Fukuyama ale firmei NKK — contribuind mult la analiza corelaţiei dintre microstructura cocsului şi rezistenţa sa la cald şi la rece. În continuare, se aşteaptă îmbunătăţiri ale controlului calităţii cocsului şi creşterea eficienţei elaborării fontei.

(În : *Steel Times International, Anlgia, 1985, martie, p. 53*)

Ing. L. Petroiescu, Gh. Covasă,
ing. D. Vutas și ing. A. Bria
Combinatul siderurgic „Victoria" — Călan

Cubilou cu aer redistribuit, cu durată mare de utilizare, în condițiile folosirii cocsului mărunt și a celui de furnal

CZ : 621.745.34 : 669.162.16

Alimentarea cubiloului cu diametrul de 1 300 mm, la care se referă prezenta lucrare, se face prin intermediul unei pîlnii cîntar cu capacitatea de cîntărire de 1 500 kg, prevăzută cu uși acționate pneumatic la o presiune de 6 at, care realizează dozarea încărcăturii din porție compusă din : 400 kg fontă nouă; 500 — 600 kg fontă veche, spartă; 100 — 150 kg cocs și 40 — 50 kg calcar; FeSi și FeMn se adaugă în funcție de calculul șarjei prin analiză spectrală la cuantovac. Încărcătura se deversează într-o benă care este transportată pe un vagon acționat electric pînă în raza de acțiune a macaralei care preia bena și o introduce în cubilou.

Alimentarea cu cocs și calcar se face prin intermediul a două buncăre prevăzute la partea inferioară cu alimentatoare oscilante. Buncărul de cocs este prevăzut cu un ciur vibrator, cu un debit de ciuruire de cca 30 m^3/h. Ciuruirea bucăților de cocs se face la mărimea de minimum 40 mm.

Aerul de combustie este insuflat cu ajutorul suflantelor care realizează : debit — 15 000 Nm^3/h; presiune — 1 200 mm col. H_2O; putere — 160 kW; turație — 3 000 rot./min, sau două ventilatoare montate în paralel care realizează : debit — 14 000 Nm^3/h; presiune — 1 045 mm col. H_2O; putere — 2 × 75 kW; turație — 3 000 rot./min.

Aerul de combustie este preîncălzit la o temperatură de 220 — 230°C într-un preîncălzitor alcătuit din trei pachete de elemente montate pe principiul de curent încrucișat combinat cu contracurent.

Funcționarea pe suflante sau ventilatoare s-a preconizat a se face în funcție de calitatea cocsului. Dacă se folosește în porție cocs tip metalurgic (de furnal) sau cocs de turnătorie cu granulație mai redusă și rezistență mecanică scăzută,insuflarea aerului se face prin intermediul suflantelor care realizează presiuni mai mari.

Cînd se folosește cocs de turnătorie cu granulație mare, rezistență mecanică bună și putere calorică inferioară mare, atunci insuflarea aerului se face cu ajutorul ventilatoarelor.

Fonta și zgura sînt evacuate continuu într-un bazin de decantare și evacuarea lor separată (sistem Freider-Grunder), zgura, în granulator, iar de aici prin intermediul unei bene transportată de o macara teleferică acționată electric la halda de zgură.

Fonta este evacuată din bazin pe jgheab în antecreuzetul basculant cu o capacitate de 10 t. Sistemul de basculare mecanic se face prin intermediul unui sistem motor-reductor, pentru menținerea temperaturii fontei lichide, melanjorul fiind prevăzut cu un arzător de CH_4.

Cubiloul este răcit cu apă la o presiune de 2 at și debitul de cca 60 Nm^3/h; gazele arse sînt evacuate în atmosferă prin intermediul unei parascîntei uscate.

Datorită faptului că durata între două ștampări era de 32 — 34 h, datorită înroșirii puternice și dese a zonei răcite cu apă spre sfîrșitul campaniei, a perforărilor creuzetului și obturărilor la gurile de aer principale și secundare, s-au impus anumite modificări care au afectat profilul exterior al cubiloului în zona de ardere, răcirea blindajului metalic, modul de alimentare cu aer al cubiloului și căptușeala refractară în zona de ardere.

În situația veche, blindajul metalic în porțiunea răcită cu apă prezenta o îngustare a diametrului exterior, fiind prevăzut un bazin de acumulare a apei în zona de deasupra gurilor de aer principale .

Răcirea se realiza prin stropire, dar eficiența ei era mult diminuată. Spre sfîrșitul campaniei de lucru, porțiunea superioară se îngroșa puternic, obligînd la reducerea presiunii aerului insuflat; de asemenea la demolare se remarcau perforări ale blindajului metalic pe porțiunea bazinului de acumulare a apei, datorită depunerilor de mîl sau zgură care înrăutățeau răcirea blindajului.

În urma modificărilor s-a anulat zona îngustată, realizîndu-se chiar o conicitate de 2° în exterior, s-au mărit orificiile stropitorilor la Ø10 mm și s-a montat o pîlnie antistropi, realizîndu-se prin aceste măsuri o curgere laminară a apei pe blindaj. De asemenea s-a mărit înălțimea bazinului de acumulare, realizîndu-se și răcirea creuzetului (fig. 1).

Pentru a micșora stropirile cu apă a platformei de lucru la cubilou, s-a prevăzut la bazinul de acumulare o conductă de preaplin.

Pentru a evita depunerea mîlului și a zgurei din conducta inelară de alimentare cu apă, pe fundul bazinului, s-au tras cîteva conducte barbotoare care coboară pînă la fundul bazi-

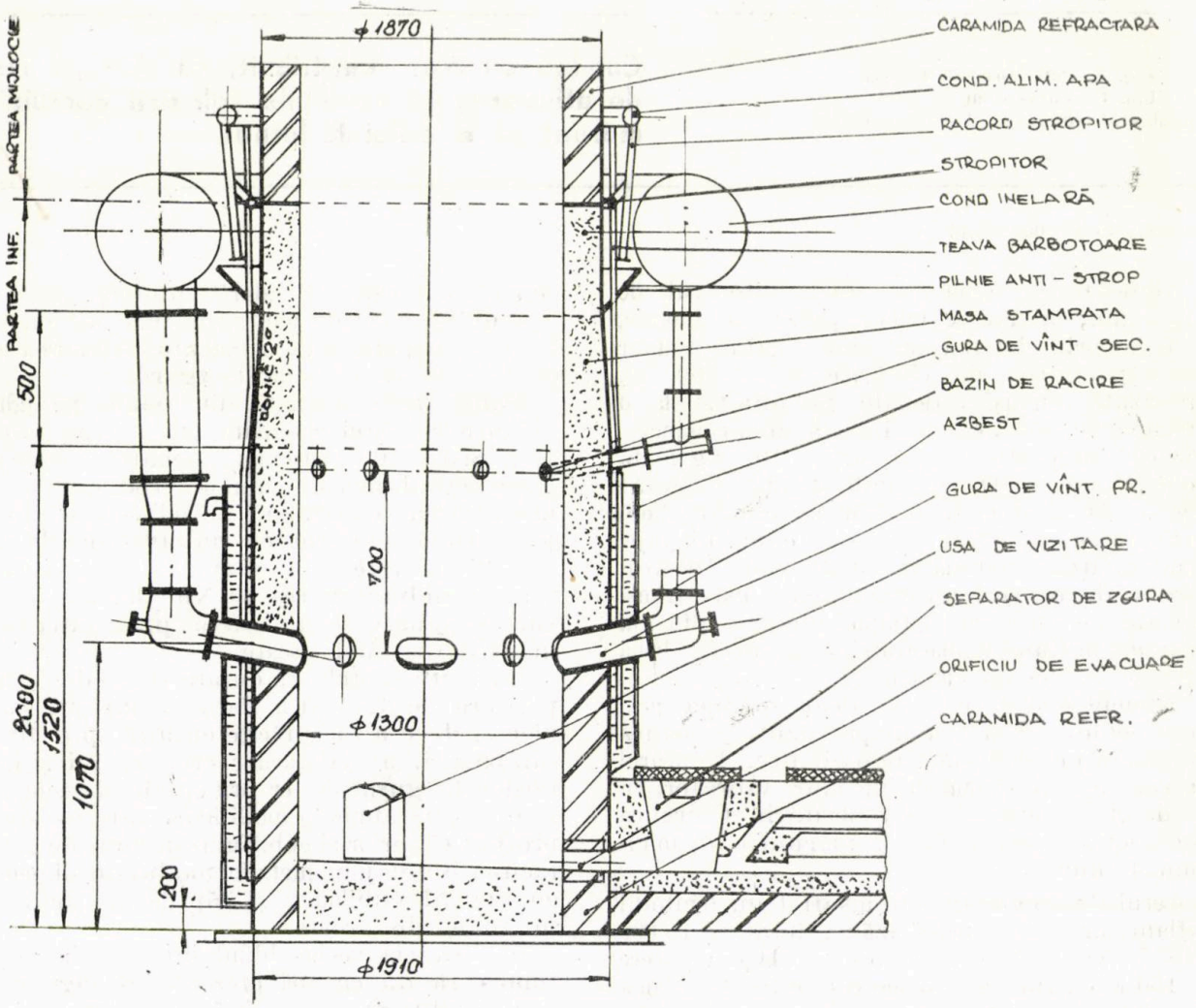


Fig. 1. Cubilou Ø 1300 mm, cu durată de funcţionare continuă de peste 70 h

nului, iar acesta a fost prevăzut cu uşi de vizitare, uşurîndu-se operaţia de spălare a bazinului în perioada dintre două campanii de lucru.

Prin modificarea răcirii la cubilou, s-a reuşit prelungirea campaniei de lucru de la 32 — 34 h la cca 3,5 — 4 zile, diminuîndu-se numărul de porniri pe săptămînă, de la 4 în vechea situaţie la 2 în actuala situaţie.

Masa ştampată MSA II are următoarea analiză medie : SiO_2 — 86,55 %; Al_2O_3 — 7,01 %; Fe_2O_3 — 0,73 %; KO — 0,49 %; MgO — 0,30 % K_2O — 0,97 %; Na_2O_2 — 0,62 %; are rezistenţa la crud 6,5 N/cm², rezistenţa la uscat 85 N/cm² şi rezistenţa la calcinat 1/2 N/cm². Cu acest material se ştampează cubiloul în zona de ardere, care se deteriorează însă în timpul campaniei de lucru rămînînd o peliculă de zgură de 20 — 30 mm grosime, fapt ce duce la o mărire a diametrului cubiloului în zona de ardere; ca o consecinţă a acestei situaţii, s-au diminuat foarte mult agăţările, iar lipiturile pe pereţi au dispărut.

Alimentarea cu aer preîncălzit a cubiloului se face prin intermediul gurilor de aer principale şi secundare.

Gurile de aer principale în număr de 8 aveau secţiunea ovalizată cu dimensiunile de 294 × 194 mm² şi erau poziţionate la 975 mm de placa de bază; gurile de aer secundare în număr de 8 se găseau la o distanţă de 250 mm de gurile de aer principale, fiind de secţiune circulară Ø 80 mm, alimentate cu aer din conducte orizontale. Introducerea aerului în cubilou se face în proporţie de 80 % pe rîndul I şi 20 % pe rîndul II, gurile de aer principale furnizînd aerul necesar arderii, pe cînd aerul insuflat de gurile de aer secundare serveşte la trecerea CO în CO_2 şi lărgirea zonei din patul de cocs, în care acesta are temperaturi ridicate.

În situaţia actuală, secţiunile gurilor de aer au rămas nemodificate, modificîndu-se poziţia lor pe cubilou, astfel că gurile de aer principale s-au amplasat la distanţa de 1 070 mm faţă de placa de bază, pentru a diminua obturările cu zgură şi fontă în timpul campaniei. Gurile de aer secundare s-au suprainălţat la 700 mm

de rîndul de guri de aer principale, înlăturîndu-se astfel orice posibilitate de obturare. De asemenea, rîndul al doilea de guri de aer joacă un rol important în asigurarea alimentării uniforme cu aer a zonelor centrale a cubiloului.

Gazele din cubilou au tendința naturală de circulație periferică, datorită faptului că aici încărcătura este mai puțin compactă. În cazul unui cubilou, cu un singur rînd de guri de aer, zona centrală alimentată mai puțin cu gaze de ardere are extindere mare.

Introducerea unei părți a aerului (cca 20%) printr-un rînd suplimentar de guri de aer contribuie la o circulație mai uniformă a gazelor pe secțiunea cubiloului, respectiv o restrîngere a zonei centrale mai puțin alimentată cu gaze. Uniformitatea distribuției gazelor pe secțiunea cubiloului duce la o îmbunătățire a schimbului de căldură între acestea și încărcătură, astfel încît se realizează o creștere a temperaturii fără consum de cocs. În vechea situație, productivitatea cubiloului era în medie de 7,5—8,0 t/h, iar temperatura fontei lichide, de 1 300 — 1 400°C. În prezent, aceste caracteristici ale cubiloului și ale fontei s-au menținut aproape la fel (cu toate modificările introduse), datorită folosirii unor materii prime de o calitate inferioară.

În încărcătura cubiloului a crescut ponderea fontei de afinare și a celei vechi.

În paralel, s-a micșorat proporția de cocs de turnătorie din consumul specific de la 0,130 la 0,072 t/t, introducîndu-se cocs U.C.C. de furnal, care are caracteristici inferioare cocsului de turnătorie. Astfel compoziția medie a cocsului U.C.C. de furnal primit în anul 1983 este: umiditate 10,77%; cenușă, 13,15%; volatile, 1,76%; sulf, 1,33%; granulație, Ø 80 mm, Ø 60 mm, Ø 40 mm, Ø 20 mm; pondere, 0,5%, 17,5%, 42,5%, 72,5%.

În condițiile utilizării unui cocs de turnătorie mărunt, precum și a celui de furnal (mărunt și cu reactivitate mare), zona de reducere este deosebit de extinsă, ceea ce determină un mare consum de căldură prin reacția Bell-Boudouard.

Redistribuirea aerului în cubilou, respectiv creșterea distanței dintre rîndurile de guri de aer, favorizează micșorarea înălțimii zonei de reducere.

Acest mod de alimentare cu aer a cubiloului permite obținerea unor fonte cu temperatura de evacuare de 1 250 — 1 400°C și o productivitate de 4 — 9 t/h. În funcție de tipul cocsului utilizat, se obțin productivități de: 4 — 5 t/h (100% cocs de furnal), 5 — 6 t/h (50% cocs de turnătorie + 50% cocs de furnal) și 8 — 9 t/h (100 % cocs de turnătorie).

Temperatura fontei este de asemenea puternic influențată de natura combustibilului utilizat: se obțin valori sub 1 300°C în prezența cocsului de furnal și 1 300 — 1 380°C în condițiile utilizării cocsului de turnătorie.

Analiza parametrilor de funcționare a cubilourilor evidențiază faptul că trecerea la distanțarea celui de al doilea rînd de guri de aer a ameliorat rezultatele obținute, ca urmare a folosirii cocsului de furnal sau a celui de turnătorie mărunt.

La începutul anului 1985 s-a trecut la utilizarea unor blocuri de masă carbonică, pentru realizarea orificiului de evacuare a fontei și zgurei (cărămida de stic), ceea ce a permis diminuarea cazurilor de perforare prin această zonă. În prezent se urmărește îmbunătățirea condițiilor de realizare a căptușelii creuzetului, pentru eliminarea completă a pericolului de perforare.

Schimbările aduse în construcția cubilourilor au condus la micșorarea la jumătate a staționărilor între oprirea și pornirea cubilourilor, respectiv de la 624 la 312 h/an. Durata unei campanii de lucru a crescut de la 32 — 34 h, la 84 — 96 h. În aceste condiții, pe lîngă alte avantaje, s-a obținut și o economie de circa 150 t cocs/an.

În prezent, se au în vedere și alte măsuri pentru perfecționarea în continuare a funcționării cubilourilor:

— alimentarea gurilor de aer secundare de la a doua cutie de aer și mărirea cantității de aer introdus prin rîndul II (30 — 40%), această măsură fiind impusă în principal de utilizarea cocsului de furnal;

— realizarea unui profil tronconic pentru masa refractară ștampată (fig. 1), a cărei grosime va deveni de 70 mm la bază și 120 mm la partea superioară. În acest mod se va economisi material refractar și se va ameliora circulația gazelor în cubilou.

Unele considerații tehnologice privind turnarea pieselor de tip bucșă, caracterizate prin dimensiuni de gabarit și greutăți relativ mari

Ing. Gr. Dobrescu și ing. R. Oană
Întreprinderea mecanică — Mîrșa

CZ : 621.74.03

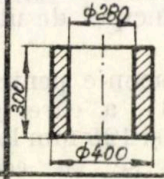
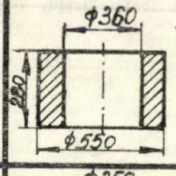
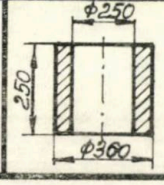
Diverisificarea și creșterea permanentă a performanțelor tehnice și calitative ale produselor realizate de industria constructoare de mașini, din ramurile industriilor de utilaje tehnologice, construcții navale, autovehicule grele și material rulant, utilaje pentru construcții, mașini unelte etc., au condus indirect la creșterea ponderii pieselor de tip bucșă, utilizate ca lagăre de alunecare, turnate din bronzuri cu staniu sau aluminiu și caracterizate prin dimensiuni de gabarit și greutăți relativ mari.

Astfel de piese utilizate frecvent în componența produselor de tip autobasculante grele de 27, 55, 110 t, utilaje pentru construcții-buldozere pe șenile cu motor de 360 și 550 CP, încărcătoare frontale cu volumul cupei de 10 — 16 m^3, din profilul de fabricație al întreprinderii, sînt prezentate în tabelul 1.

La turnarea acestor tipuri de piese, utilizînd o serie de rețele de alimentare normale calitativ, s-a remarcat apariția unor defecte de tip: ovalități, incluziuni nemetalice și gazoase, neasigurarea unor compactități corespunzătoare condițiilor constructive și funcționale impuse acestor piese în exploatare.

Tabelul 1

Repere reprezentative turnate din bronzuri și aliaje de aluminiu ATCu4Ti

Nr. crt.	Repere reprezentative Schița semifabricatelor	Calitate material	Greutate piesă	Obs.
1		CuSn12T	167 Kg	
2		CuAl10Fe3	292 Kg	
3		ATNCu4Ti	39 Kg	

Definitivarea tehnologiilor de turnare pentru aceste piese a impus testarea în paralel a mai multor tipuri de rețele de alimentare, respectiv rețelele indicate în figurile 1, 2 și ulterior rețeaua indicată în figura 5.

La adoptarea rețelelor de alimentare s-au avut în considerare factorii metalurgici specifici elaborării și turnării acestor tipuri de aliaje, respectiv capacitatea de absorbție a

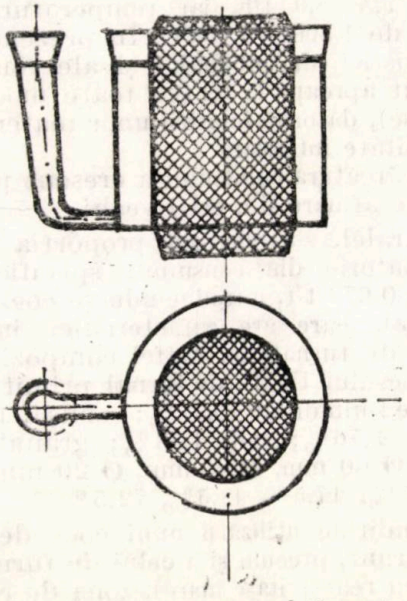


Fig. 1. Rețea de turnare recomandată pentru turnarea pieselor de tip bucșă, turnate din bronz cu aluminiu

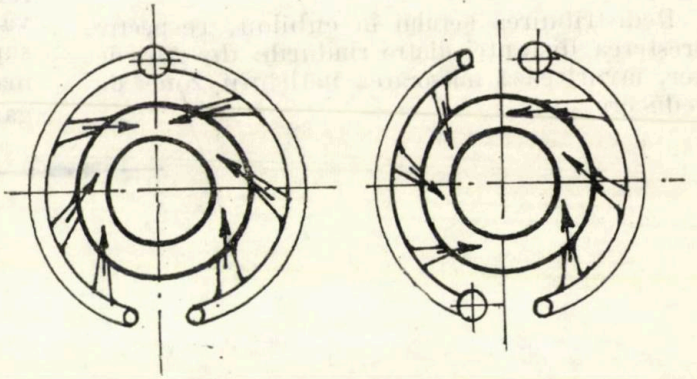


Fig. 2. Rețea de turnare cu a imentare circulară recomandată pentru piese inelare caracterizate prin dimensiuni mari

gazelor, capacitatea de oxidare în stare lichidă, precum și factorii de influență asupra micro- și macrostructurii, respectiv compactității pieselor turnate. Astfel, rețeaua de alimentare adoptată în final și corespunzînd figurii 5 satisface prioritar cerințele de evacuare a gazelor și oxizilor în timpul umplerii formei. Prin efectele de centrifugare a metalului se satisfac și cerințele de creștere a compactității materialului.

La dimensionarea rețelelor de alimentare s-au utilizat relațiile de calcul uzuale, respectiv calculul secțiunii totale a alimentatorilor, conform relației :

$$\Sigma S_{al} = \frac{Q}{ZKA}$$

unde :

Q este greutatea metalului lichid turnat în formă, inclusiv rețeaua de alimentare prestabilită ;

Z — timpul de umplere a formei, s.

$Z = s\sqrt{Q}$

unde :

s este coeficientul, depinzînd de grosimea medie a pieselor, respectiv de factorii dimensionali specifici piesei turnate ;

K — viteza specifică de turnare depinde de natura aliajului și de factorii geometrici și dimensionali, fiind determinabilă în raport cu valoarea greutății specifice aparente ;

A — coeficientul depinde de natura aliajului, pentru aliaje neferoase, fiind egal cu 1.

Calculul secțiunii pîlniei de alimentare, în cazul rețelei de alimentare adoptată din figura 5, excluzîndu-se canalul de distribuție, s-a determinat folosind raportul recomandat pentru aliaje neferoase :

$$S_{al} = S_p = 1 : 1$$

Numărul alimentatoarelor s-a impus arbitrar, iar secțiunea lor s-a calculat folosind relația :

$$S_{al} = \frac{\Sigma S_{al}}{n}$$

unde n este numărul de alimentatori adoptați.

Pe baza calculului unitar al rețelelor de alimentare, indiferent de tipul lor și al concluziilor rezultate prin experimentările făcute, variind tipul rețelei de alimentare, se pot remarca următoarele :

Rețelele de turnare, evidențiate în figurile 1 și 2, satisfac în majoritate condițiile specifice impuse rețelelor de alimentare pentru turnarea pieselor de tip bucșă studiate, ambele tipuri prezentînd în principal următoarele dezavantaje : prin amplasarea exterioară a pieselor, măresc gabaritul ansamblului piesă-rețea de alimentare, turnarea pieselor necesitînd rame de formare cu gabarite mărite, consumuri suplimentare de amestec de formare, implicit energie și manoperă aferentă lor, precum și spații suplimentare pentru depozitarea ramelor de formare.

Rețeaua de alimentare adoptată ca soluție tehnologică, considerată oportună pentru piesele studiate și prezentate în lucrarea [3], reprezentată prin pregătirile de fabricație indicate în figurile 3 și 4, prezintă următoarele particularități : satisface cerințele de alimentare prin sifon, asigură dispunerea alimentatoarelor, ca număr stabilit arbitrar (*2, 4, 6*),

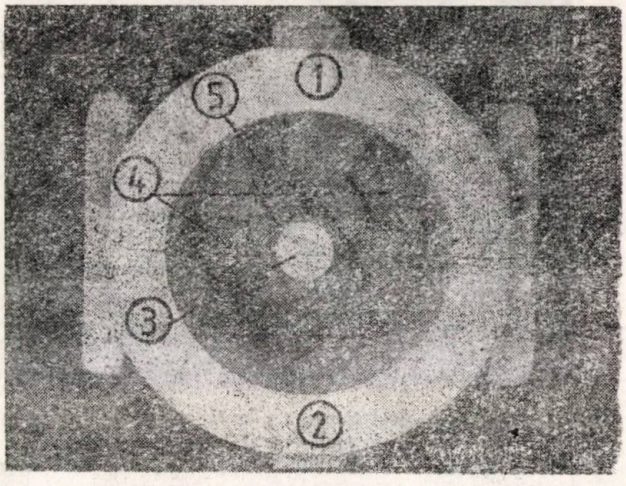


Fig. 3. Cutie miez :
1, 2 — semicutii ; *3* — pîlnie de turnare ; *4* — mărci miez ; *5* — alimentatoare

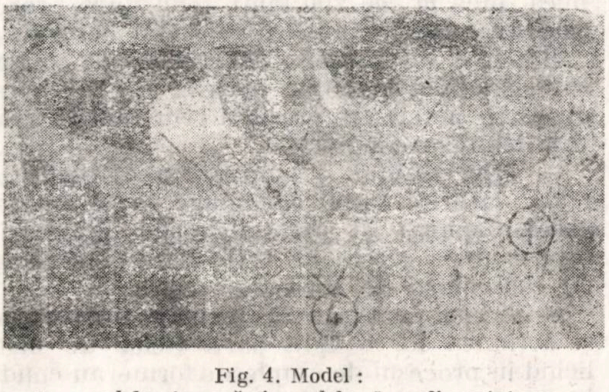


Fig. 4. Model :
1 — model ; *4* — mărci model ; *5* — alimentatoare

impune adoptarea mărcilor pentru montarea și centrarea miezului de tip segmenți evidențiați la cutia de miez (fig. 3) prin poziția *4*, respectiv pe model (fig. 4) prin aceeași poziție. Pîlnia de alimentare poziția *3* din figura 3 (cutie de miez) este amplasată central asigurînd distribuirea aliajului lichid radial prin alimentatoarele (*5*) din aceeași figură și remarcate și pe model (fig. 4) prin aceeași poziție.

Pentru rețeaua de alimentare experimentată și adoptată ca rețea uzuală pentru turnarea pieselor de tip bucșă, comparabile cu piesele remarcate în tabelul 1, se remarcă ca elemente geometrice și dimensionale specifice următoarele : alimentatoarele au secțiune trapezoidală, avînd profil specific conform figurilor 3 și 4, unghiul de atac din zona piesei corespunzînd la 30 — 35° ; lungimea alimentatoarelor este determinată de valoarea diametrului interior al bucșei.

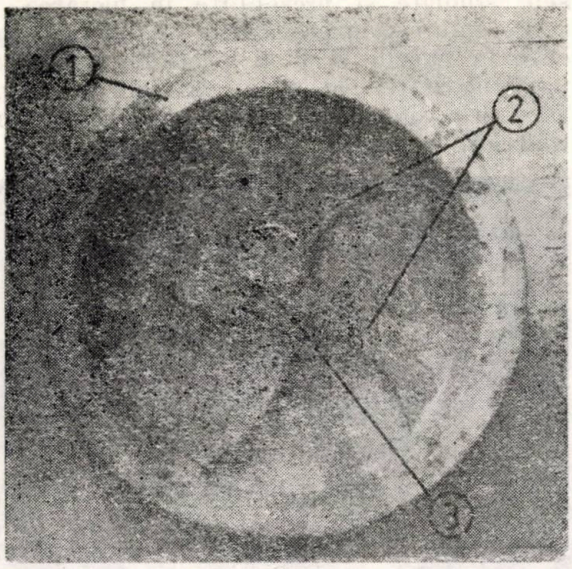


Fig. 5. Tehnologie de turnare a pieselor de tip bucșă cu alimentare centrală :
1 — model bucșă ; *2* — alimentatoare ; *3* — pîlnie de turnare

Se consideră tehnologie optimă de turnare pentru piese de tip bucșe, cu înălțime relativ mică (pînă la cca 200 mm), tehnologia prezentînd avantajul eliminării miezului central.

Rețelele de turnare experimentate și aplicate uzual la turnarea pieselor de tip bucșă, din aliaje neferoase, prezintă următoarele avantaje tehnico-economice :

— prin profilul și amplasarea alimentatoarelor, datorită forței centrifuge ce se creează, gazele, spuma și particulele de zgură sînt supuse unor efecte de turbionare și aspirație cu consecințe de separare a lor ;

— efectul generat al forțelor centrifugale și acțiunea lor asupra particulelor de metal lichid în procesul de umplere a formei au condus la creșterea compactității materialului în întreaga masă a pieselor ; la piesele secționate sau în general la piesele uzinate s-a exclus prezența în masa materialului a defectelor de contracție sau de tip sufluri.

Prin repartizarea uniformă a alimentatoarelor față de perimetrul interior al bucșei, se asigură uniformizarea gradienților termici, corelat cu particularitățile geometrice și dimensionale ale pieselor, excluzîndu-se ovalitățile.

Asigură reducerea rebuturilor generate de cauzele specifice elaborării și turnării aliajelor neferoase, inclusiv consumul de metal lichid cu cca (5 — 10)%, față de variantele comparate, piesele în exclusivitate turnîndu-se fără maselote, conform tehnologiilor evidențiate în figurile 3, 4 și 5.

Pe baza experimentărilor efectuate și folosirea uzuală a tehnologiilor de turnare a pieselor de tip bucșă, turnate din aliaje neferoase, într-un interval de timp de cca 3 ani, se pot concluziona următoarele :

— Tehnologiile studiate creează premisele optimizării turnării pieselor de tip bucșă, turnate din aliaje neferoase, constituind tehnologii cu niveluri maxime de eficiențe tehnico-economice, cu aplicabilitate largă în diverse ramuri ale industriei constructoare de mașini.

— Permit creșterea productivității muncii și reducerea costurilor, prin reducerea costurilor la materiale și manoperă, precum și reducerea consumurilor energetice.

— Permit reducerea rebuturilor și îmbunătățirea calității pieselor, corelat cu condițiile tehnico-funcționale impuse unor astfel de piese în exploatarea produselor.

— Procedeul este oportun sub aspectul aplicării, atît pentru turnarea piselor din aliaje neferoase cît și pentru aliaje feroase (procedeul fiind utilizat frecvent pentru turnarea tamburelor de frînă pentru remorci și semiremorci, turnate din fontă cenușie), în cazul aliajelor neferoase asigurînd importante avantaje tehnico-economice.

— Aplicarea procedeului se remarcă ca oportun în industria autovehiculelor rutiere de mare capacitate, locomotive, utilaj metalurgic și tehnologic, industria construcțiilor navale.

— Pentru turnarea pieselor din CuSn14T sau CuSn12T, procedeul este justificat, chiar în cazul seriilor mici de fabricație.

— Procedeul nu necesită condiții speciale de turnare atît sub aspectul pregătirii de fabricație, cît și sub aspectul nivelului de pregătire a forței de muncă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Miliţin, K. N. și Lovcicov, V. *Topirea și turnarea metalelor și aliajelor neferoase.* București, Ed. tehnică, 1958, p. 443.

[2] Rădulescu, C. Ch. și Albiță, Gh. *Rețele de turnare.* București, Ed. tehnică, 1976, p. 129.

[3] Dobrescu, Gr. *Turnarea concentrică a pieselor de tip bucșă, executate din bronz.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1980.

Prof. dr. ing. T. Dulămiță,
ing. Mihaela Isac, ing. E. Cosor,
ing. D. Bunea
Institutul politehnic — București
ing. D. Crăciun
Întreprinderea „23 August" — București

Considerații privind calculul productivității cuptoarelor electrice discontinue, de tratament termic

CZ : 621.783.2 : 65.011.4

Productivitatea orară a cuptoarelor electrice, discontinue, de tratament termic, este dependentă de un complex de factori cuprinzînd :

— parametrii legați de tipul tratamentului termic, forma și dimensiunile produselor ce urmează a fi tratate termic, mărimea și modul de alcătuire a încărcăturii ;

— parametrii legați de regimul de lucru al utilajului, puterea instalată și pierderile termice specifice.

Din punct de vedere constructiv, cuptoarele sînt de regulă prevăzute cu o singură treaptă de putere, puterea instalată P_i.

Pentru calculul productivității orare, în diferite condiții de alcătuire a încărcăturii se consideră graficul tip de tatament termic (fig. 1[1] și [2]) în cuptoare cu funcționare discontinuă (a căror alimentare se întrerupe numai în timpul încărcării și al descărcării).

În acest grafic se disting următoarele etape ale operației de tratament termic :

— Încălzirea în regim de flux termic constant :

$$q = \text{ct.} = \frac{P_c - P_t}{F}, \quad \frac{\text{W}}{\text{m}^2}$$

în care :

P_c este puterea cerută, W ;
P_t — pierderi termice, W ;
F — suprafața încărcăturii prin care aceasta primește fluxul termic, m².

În această etapă, care se desfășoară în timpul t_1, temperatura cuptorului T_c ajunge la valoarea nominală de regim (palier), temperatura suprafeței produsului supus încălzirii ajunge la valoarea T_s'', iar temperatura centrului, la valoarea T_i''. Puterea cerută P_c este practic egală cu puterea inițială P_i, iar pierderile termice scad către o valoare de regim.

— Încălzirea în regim cu temperatură constantă a cuptorului T_c = ct., etapă care se desfășoară în perioada t_2.

Temperatura suprafeței și centrului produsului supus încălzirii crește către valorile de regim T_s^{fin}, T_i^{fin}, iar puterea cerută P_c și pierderile termice P_t scad către valoarea de regim.

— Menținerea pentru egalizarea temperaturii pe secțiunea produsului supus încălzirii, etapă care se desfășoară în timpul t_{me}.

— Menținerea pentru desfășurarea transformărilor în stare solidă care stau la baza tratamentului termic, etapă care se desfășoară în timpul t_{mt}.

Formula de calcul pentru productivitatea orară este :

$$p = \frac{P_c - P_t}{B} = \frac{K_1 \cdot P_i - K_2 P_i}{B}$$

în care ;

p este productivitatea orară pentru operația de încălzire pînă în momentul egalizării temperaturii pe secțiunea produsului, kg/h ;

P_c — puterea consumată sau puterea absorbită, luată ca valoare medie pe durata ciclului pînă în momentul egalizării, kW ;

P_t — puterea pierdută pentru compensarea pierderilor termice în regim nestaționar, pînă în momentul egalizării temperaturii pe secțiunea produsului, kW ;

B — căldura utilă, pe 1 kg de piese tratate, incluzînd și cota-parte din căldura absorbită de dispozitive, kWh/kg.

Puterea consumată, sau absorbită, P_c, luată ca valoare medie pe durata ciclului, depinde de regimul de funcționare al cuptorului.

Pentru cuptoarele a căror alimentare se oprește numai în perioada încărcării și descărcării, sistemul de reglare automată a temperaturii intervine după ce a trecut $x = 2/3$ din durata ciclului pînă în momentul egalizării [1].

În aceste condiții, valoarea coeficientului K_1 din relația :

$P_c = K_1 P_i$ se calculează în felul următor :

$$P_i \, x \, \frac{t_1 + t_2 + x(t_1 + t_2)}{2} = Q_{tot} = Q_{util} + Q_{pierderi}$$

$$Q_{util} = (P_c - P_t)(t_1 + t_2)$$

$$Q_{pierderi} = P_t (t_1 + t_2)$$

Rezultă :

$$P_c (t_1 + t_2) = P_i \frac{t_1 + t_2 + x(t_1 + t_2)}{2}$$

$$P_c = P_i \frac{1 + x}{2} = P_i K_1$$

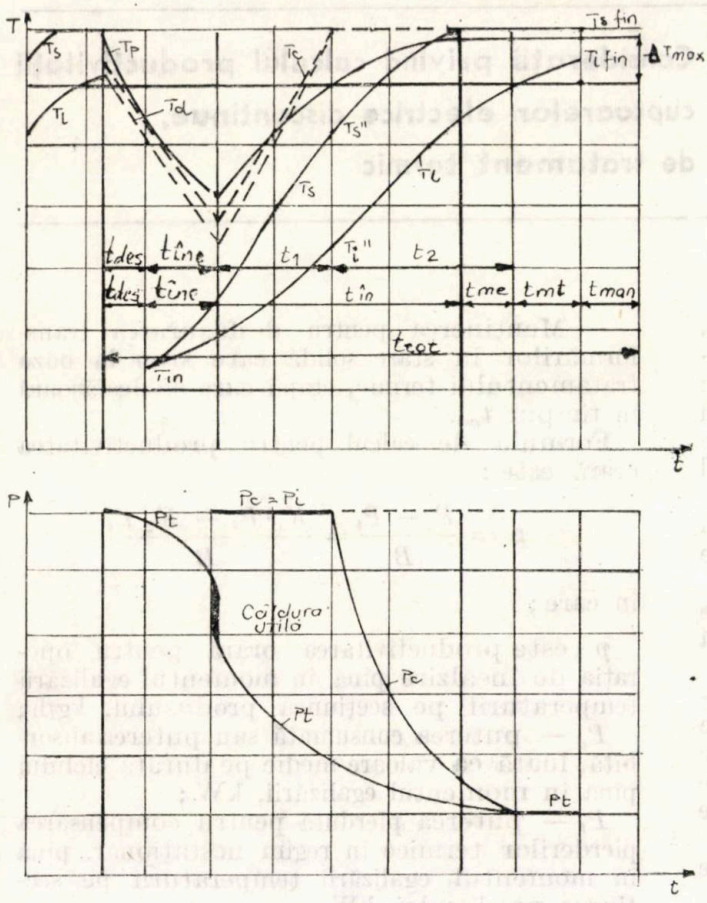


Fig. 1. Grafic tip de tratament termic în cuptoare cu funcționare discontinuă (a căror alimentare se întrerupe numai în timpul încărcării și al descărcării)

x reprezintă raportul între durata perioadei t_1, care se desfășoară în regim de flux termic constant și durata $t_1 + t_2$ a unei încălziri pînă în momentul egalizării.

În literatura de specialitate [1] se arată că $x = 2/3$ este valabil pentru cuptoarele de tratament termic, care nu implică durate mari pentru menținerea tehnologică (normalizare, călire) și încălzirea pentru forjare, matrițare. Acesta este cazul cuptoarelor de tratament termic, a căror alimentare se întrerupe numai în timpul încărcării și descărcării.

Deci :

$$P_c = P_i \frac{(1 + 0{,}66)}{2} = 0{,}83\ P_i\ ;\quad K_1 = 0{,}83$$

Pierderile termice, $P_t = K_2 \cdot P_i$, sînt date în cărțile tehnice ale utilajelor, K_2 avînd valori cuprinse în intervalul 0,2 — 0,3.

De menționat că valoarea pierderilor termice depinde de starea cuptorului, într-un anumit stadiu al campaniei de folosire a acestuia, între două reparații. De aceea este necesară determinarea sa experiementală, periodică, prin măsurarea energiei consumate (kWh) pentru încălzirea cuptorului gol (fără încărcătură și dispozitive), pînă la temperatura nominală (950 sau 700°C de exemplu), precum și timpul cît a durat această încălzire (h).

Raportul $\frac{\text{kWh}}{\text{h}} = \text{kW}$, reprezintă P_t.

Puterea instalată P_i, kW, este o caracteristică a cuptorului determinată și de starea rezistorilor. Această valoare trebuie urmărită pe parcursul desfășurării fiecărui ciclu de tratament termic prin măsurarea tensiunii și amperajului. De menționat că valoarea P_i se modifică față de valoarea indicată în fișa tehnică a utilajului, ca urmare a reparațiilor.

Căldura utilă specifică (pe 1 kg de piese), kWh/kg, se calculează cu relația :

$$B = C_M \cdot \Delta T + C_D \cdot \Delta T \cdot \frac{G_D}{G_M} =$$

$$= C_M \cdot \Delta T \cdot \left(1 + \frac{C_D}{C_M} \cdot \frac{G_D}{G_M}\right) = C_M \cdot \Delta T \cdot \left(1 + K \frac{G_D}{G_M}\right)$$

în care C_M și C_D sînt căldurile specifice (masice) ale oțelului din care este confecționat produsul supus încălzirii și respectiv ale oțelului dispozitivelor, kWh/kg grd. Coeficientul $K = C_D/C_M$ are următoarele valori, în funcție de temperatură (considerînd dispozitivele confecționate din oțel refractar, iar produsul supus încălzirii fiind confecționat din oțeluri slab sau mediu aliate) : $C_D/C_M = 0{,}84$ pentru tratamente în intervalul de temperatură de 900 — 1 000 °C.

$$\frac{C_D}{C_M} = 0{,}94 \text{ pentru } 600 - 700°\text{C}$$

$$\frac{C_D}{C_M} = 1 \text{ pentru } 200°\text{C}$$

unde :

ΔT este diferența de temperatură între cea inițială și cea de tratament termic, °C ;

G_M și G_D — greutatea produsului supus încălzirii și respectiv a dispozitivelor, kg

În cazul în care produsele se introduc în cuptor fără dispozitive :

$$B = C_M \cdot \Delta T$$

Deci productivitatea orară la tratamentul termic al produsului metalic fără dispozitiv este :

$$p_1 = \frac{P_c - P_t}{C_M \cdot \Delta T},$$

iar în cazul tratării produsului metalic pe dispozitiv, productivitatea orară este :

$$p_1 = \frac{P_c - P_t}{C_M \cdot \Delta T \left(1 + K \frac{G_D}{G_M}\right)} = \frac{p}{1 + K \frac{G_D}{G_M}}$$

Cu aceste relații se determină și parametrii termici ai procesului de încălzire. Timpul de de încălzire și egalizare a încărcăturii va fi :

$t_{ie} = \frac{G_M}{p}$ pentru încărcătura fără dispozitiv de așezare sau

$t_{ie} = \frac{\frac{G_M}{1 + K \frac{G_D}{G_M}}}{p}$ pentru încărcătura cu dispozitiv de așezare,.

La valoarea t_{ie}, calculată astfel, se adaugă durata menținerii tehnologice t_{mt} și un timp de manevrare a încărcăturii t_{man} și rezultă timpul total t_{tot} al ciclului :

$$t_{tot} = t_{ie} + t_{mt} + t_{man}$$

Admițind că t_{mt} și t_{man} nu depind de modul de alcătuire a încărcăturii (cu sau fără dispozitiv), poductivitatea efectivă va fi dată de relația :

$$p_{ef} = \frac{G_M}{t_{tot}}, \text{ kg/h}$$

Relațiile de mai sus reflectă influența următorilor factori asupra productivității orare efective :

— tipul tratamentului termic ;

— mărimea încărcăturii metalice de piese și dispozitive de așezare ;

— greutatea pieselor G_M raportată la greutatea dispozitivelor G_D. Folosirea unor dispozitive neadecvate la forma și numărul pieselor va conduce la o scădere a productivității cuptorului la încălzire, mărind raportul G_D/G_M de la numitorul relației ; de asemenea, va determina o creștere a timpului de încălzire și egalizare t_{ie} și o scădere a productivității efective raportată la piesele tratate ;

— starea tehnică a cuptorului reflectată prin valorile P_i și P_t, valori care se pot determina și trebuie să fie determinate periodic ;

— condițiile de alimentare cu energie — variațiile de tensiune pe rețea.

BIBLIOGRAFIE

[1] Svenciванski, A. D. *Electriceskie promîșlenîe peci.* Moscova, Energia, 1982, p. 188 — 201.

[2] Dulămiță, T. Florian, E. *Tratamente termice și termochimice.* București, Editura didactică și pedagogică, 1982, p. 28 — 68.

Metodă spectrografică utilizînd discul rotitor pentru determinarea aluminiului solubil în acid din tabla electrotehnică

Prof. dr. A. Truția
Universitatea din București
fiz. Fl. Ignat
C.O.S. – Tîrgoviște – Centrul de cercetare proiectare

CZ : 621.384.8 :669.71

Aluminiul solubil în acid este acea parte a aluminiului dintr-un oțel care este solubilă în acid clorhidric concentrat.

Metoda prezentată permite determinarea aluminiului solubil în acid din tabla silicioasă, în domeniul de concentrații 0,005 — 1,00%, și se poate aplica în general oțelurilor slab aliate. Ea a fost elaborată inițial pentru analizele de producție, dar rezultatele obținute permit folosirea ei și în analizele de mare precizie și acuratețe.

Metoda de lucru

Proba sub formă de șpan se dizolvă în acid clorhidric (HCL 1 : 1). Reziduul insolubil în acid, incluzînd aluminiul insolubil, se îndepărtează prin filtrare. Filtratul se introduce în spațiul de descărcare al unei scîntei de înaltă tensiune cu ajutorul unui electrod de tip „Disc rotitor". Se fotografiază spectrul și se determină fotometric, pe cale normală, rapoartele de intensități ale liniilor de aluminiu față de cele ale standardului intern (Fe), linii selectate în prealabil. Concentrația aluminiului solubil din probe se citește pe curbele analitice, care leagă logaritmul rapoartelor de intensități de logaritmul concentrațiilor unor etaloane elaborate separat în acest scop.

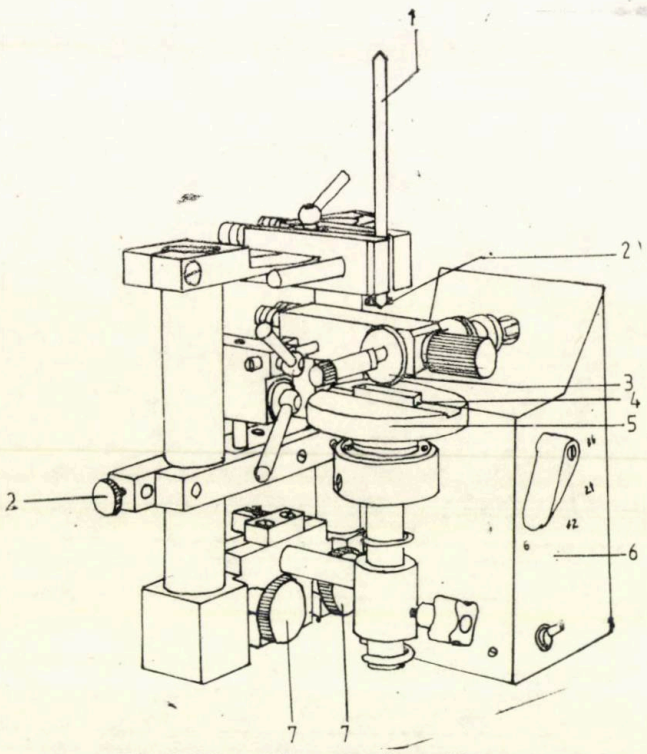


Fig. 1. Dispozitiv pentru disc rotitor

Modul de funcționare a dispozitivului pentru discul rotitor poate fi urmărit în figura 1.

Motorul (*6*) pune în mișcare de rotație discul de grafit (*3*), care trece prin soluția probă aflată în nacela de porțelan (*4*). Măsuța (*5*), pe care se află nacela, are posibilități de reglaj pe verticală. Sistemul de prindere a discului se poate deplasa pe verticală și pe orizontală. Descărcarea se produce între electrodul disc (*3*) și electrodul ascuțit (*1*), care de asemenea se poate deplasa în plan orizontal și vertical. Dispozitivul mai cuprinde elemente de fixare pe stativul de scînteiere (*7*) și de prindere a conductorilor de înaltă tensiune (*2*).

Ca reactivi și materiale s-au folosit [5] :

— Soluție „stoc" *A* (1 ml = 2,0 mg Al) Se dizolvă 200 mg de aluminiu cu puritatea 99,9% în 25 ml acid clorhidric (HCl 1 : 1) și se diluează pînă la 100 ml cu apă distilată într-un balon cotat.

— Soluția „stoc" *B* (1 ml = 0,50 mg Al). Se pipetează 25 ml din soluția „stoc" *A* într-un balon cotat de 100 ml și se diluează la acest volum cu apă distilată.

— Soluție „stoc" *C* (1 ml = 0,10 mg Al). Se pipetează 5 ml din soluția „stoc" *A* într-un balon cotat de 100 ml și se diluează la acest volum cu apă distilată.

— Soluție „stoc" de fier(1 ml = 50 mg Fe). Se dizolvă 25 g Fe, care conțin mai puțin de 0,001% aluminiu, în 300 ml HCl (1 : 1) într-un pahar de 600 ml. Se filtrează de materialele nedizolvate, se răcește, se transferă într-un balon cotat de 500 ml și se diluează pînă la acest volum cu apă distilată.

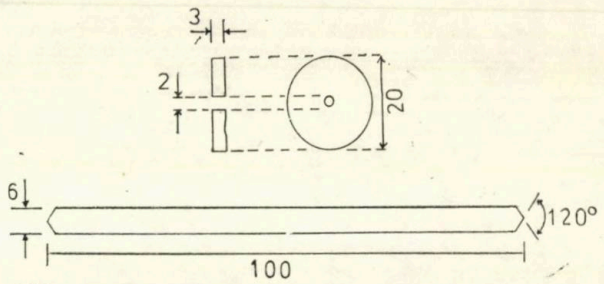


Fig. 2. Forma și dimensiunile electrozilor

— Electrozi din grafit spectral pur cu diametrul de 6 mm ascuțiți cu unghiul la vîrf de 120°. Electrozii se prezintă sub formă de disc cu diametrul de 20 mm și lățimea 3 mm (fig. 2).

Prepararea etaloanelor se face în felul următor :

Se pipetează cîte 40 ml soluție „stoc" de fier în zece baloane cotate de 50 ml. În patru baloane se adaugă respectiv 1, 3, 4 și 10 ml de soluție „stoc" *C* de aluminiu și se diluează la volum cu apă distilată. Aceste etaloane sînt echivalente cu dizolvarea unor probe de oțel care conțin respectiv 0,005, 0,015, 0,020 și 0,050 % aluminiu raportat la fier. În alte trei baloane se pun 4, 8 și 10 ml soluție „stoc" *B* de aluminiu și se diluează la volum cu apă distilată. Aceste etaloane vor conține respectiv 0, 10, 0,20 și 0,25 % aluminiu. În ultimele trei baloane se pun 5, 7 și 10 ml soluție „stoc" *A* de aluminiu și se diluează cu apă distilată la volum. Ele vor conține respectiv 0,50, 0,70 și 0,99% aluminiu. Baloanele se păstrează astupate, iar pentru concentrațiile mici se prepară la etalonare soluții proaspete.

Pentru prepararea probelor, se pun 2 g din probă, care se prezintă sub formă de șpan, într-un pahar de 150 ml și se adaugă 35 ml HCl (1 : 1). Se încălzește ușor, pînă ce proba este dizolvată. Se răcește soluția și se trece prin hîrtie de filtru cu porozitate medie într-un cilindru gradat de 50 ml. Se spală hîrtia de filtru cu apă distilată, diluînd soluția pînă la 50 ml.

Pe cale experimentală s-au stabilit următoarele condiții optime pentru analize :

Parametrii electrici ai sursei	
Capacitatea	6 nF
Inducția	100 μH
Rezistența	0 Ω
Tensiunea	12 000 V
Nr. descărcărilor pe secundă	300
Curentul de radiofrecvență	6,25—6,50A
Parametrii spectrografului	
Lungimea de undă la centrul plăcii	4 000Å
Dispersia lineară reciprocă	3,69Å/mm
Unghiul rețelei	—3,86 gr
Înclinarea fantei	5,5 diviziuni
Poziția colimatorului	9,72 diviziuni*
Lățimea fantei	30 μm
Timpul de prescînteiere	0 s
Timpul total de expunere	41s
Diafragma intermediară	fără** sau 2 mm***
Viteza de rotație a electrodului disc	12 rot./min

* Pot să difere de la un aparat la altul
** Pentru domeniul de concentrații 0,005 — 0,100 %
*** Pentru domeniul 0,100 — 1,00 %

Dispersia lineară reciprocă de 3,69 Å/mm se realizează utilizînd o rețea de 651 trăsături/mm și un drum dublu al radiației optice echivalent cu ordinul doi de difracție. Dispersia relativ mare asigură un fond spectral scăzut, ceea ce face posibilă măsurarea unor concentrații chiar sub 0,005 %.

Perechea de electrozi și soluția din nacela de porțelan se folosesc o singură dată, chiar dacă se fac mai multe expuneri din aceeași probă.

Înainte de expunere, electrodul disc rotitor se arde timp de un minut în condițiile descrise.

Este absolut necesară utilizarea unui ventilator cu un debit suficient de mare pentru a schimba atmosfera din stativul de scînteiere, dar nu prea mare, pentru a nu influența valoarea presiunilor parțiale ale elementelor în spațiul de descărcare. Intensitatea ventilării se stabilește prin determinări de reproductibilitate. Fără ventilație, linia aluminiului apare uneori, chiar dacă el lipsește din probă (Al există în atmosferă de la probele anterioare).

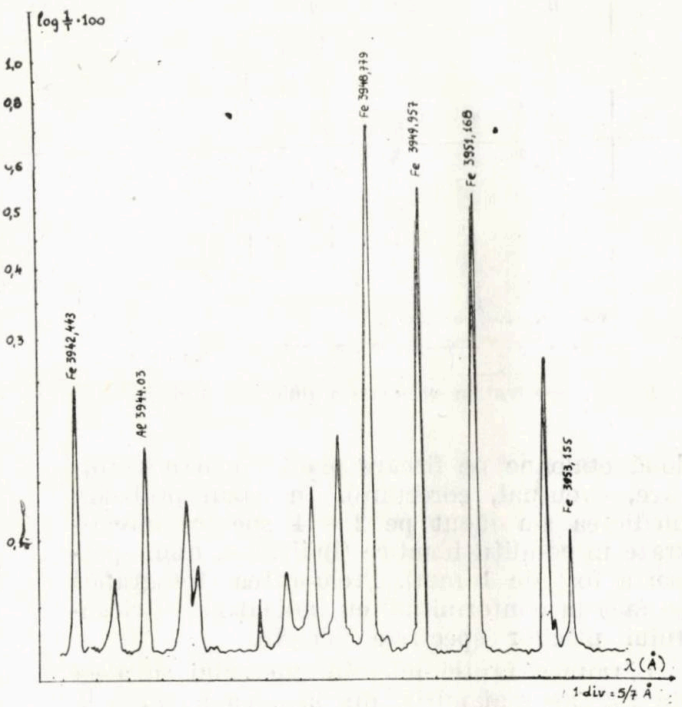


Fig. 3. Spectrul în vecinătatea liniei Al 3 944,03Å

Măsurătorile pe spectre au relevat liniile de analiză ale aluminiului și elementului standard intern (Fe) ca fiind optime (tab. 1).

Microfotometrogramele liniilor de analiză sînt date în figurile 3 și 4.

În cazul analizelor de mare precizie, curba de sensibilitate a plăcii fotografice se trasează prin metoda celor doi pași [1], deci expunerile se fac printr-un filtru cu două trepte. Pentru analizele curente, de producție, se renunță la trasarea acestei curbe, dar se expun cel puțin

Tabelul 1

Perechile de linii analitice

Al(Å)	Fe(Å)	Domeniul de concentraţie %
3 961,53	3 966,06	0,005–0,100
3 961,53	3 966,63	0,005–0,050
3 961,53	3 967,42	0,005–0,100
3 944,03	3 948,78	0,100–1,000
3 944,03	3 949,96	0,100–0,500
3 944,03	3 951,17	0,100–0,500

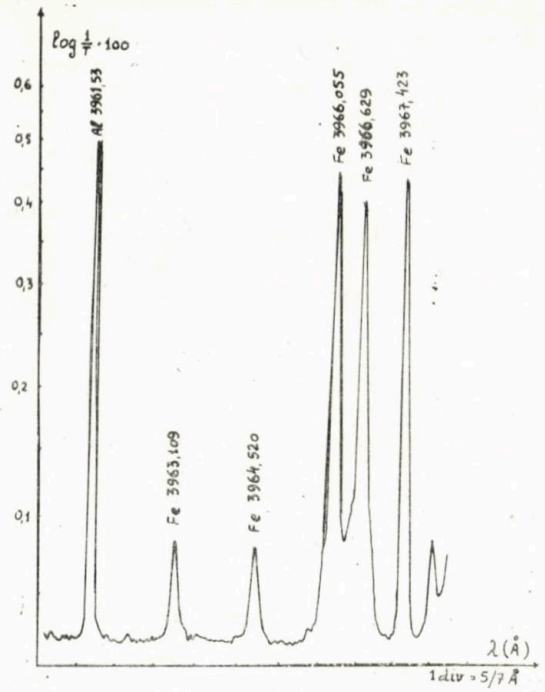


Fig. 4. Spectrul în vecinătatea liniei Al 3 961,53Å

două etaloane pe fiecare placă (pentru verificare, eventual, corectare). În cazul probelor, medierea s-a făcut pe 2 — 4 spectre înregistrate în condiţii identice (înălţimea unui spectru a fost de 1 mm). Prelucrarea fotografică se face în conformitate cu indicaţiile fabricantului plăcilor spectrale folosite.

Lărgimea fantei microfotometrului se alege de 1/3 sau mai puţin din lăţimea medie a liniilor spectrale. Calibrarea emulsiei fotografice, etalonarea şi analizele probelor se fac cu aceeaşi lărgime a fantei. Înălţimea fantei se reglează la 10 mm. Se citeşte transmisia emulsiei în dreptul fiecăreia din perechile linie analitică — standard intern.

Pentru a trasa o curbă de calibrare a emulsiei fotografice, cel mai des se utilizează un atenuator de intensitate a liniei spectrale în trepte (filtru neutru sau sector logaritmic). Se reprezintă grafic o funcţie de transmisie ($T\%$ în dreptul liniei spectrale în treapta respectivă măsurată cu microfotometru) cum este densitatea optică $D = \log (100/T\%)$ sau funcţia Seidel $\Delta = \log(100/T\%-1)$, în raport cu transmisia relativă cunoscută, τ, a treptei corespunzătoare a atenuatorului de intensitate. Curba rezultată [2] arată ca în figura 5.

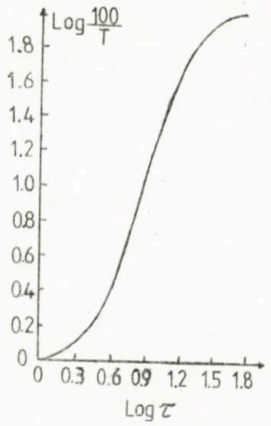


Fig. 5. Forma în „S" a curbei de calibrare

O astfel de tehnică are cîteva dezavantaje practice. Astfel, este dificil să se obţină uniformitatea iluminării verticale de-alungul întregii înălţimi a unui atenuator cu 5 — 6 trepte. În plus, nu există un mod obiectiv pentru a media rezultatele mai multor expuneri, cînd se utilizează această metodă, astfel încît curbele de calibrare obţinute pot să nu reprezinte în realitate răspunsul mediu al emulsiei la toate nivelurile de densitate.

Aceste dificultăţi sînt înlăturate prin metoda „curbei preliminare" sau metoda celor „două trepte" [1]. În acest caz, expunerile se fac printr-un atenuator de intensitate care are numai două trepte, obţinîndu-se deci mai uşor uniformitatea iluminării verticale. Se fac cîteva expuneri la niveluri de intensitate diferite (de obicei se înregistrează spectrul fierului în arc). În spectrogramele rezultate, fiecare linie are o treaptă mai intensă („Strong Step") şi una mai puţin intensă („Weak Step"). Se

Tabelul 2

Δ_W : 0,460	0,280	−0,040	−0,120	−0,180	−0,280	−0,550	−0,770	−1,020
Δ_S : 1,283	1,060	−0,735	0,660	0,590	0,480	0,200	0,000	0,240

Δ_W reprezintă valoarea funcţiei Seidel pentru treapta „slabă"
Δ_S reprezintă valoarea funcţiei Seidel pentru treapta „tare"

reprezintă grafic o funcţie de transmisie a treptei „slabe", în raport cu aceeaşi funcţie pentru treapta „tare". Perechile de citiri pentru liniile specrale dintr-un domeniu îngust (100 Å), obţinute din expuneri separate, se reprezintă pe un grafic comun, obţinîndu-se „curba preliminară". În mod empiric s-a descoperit că, dacă se foloseşte funcţia Seidel $\Delta = \log(100/T\% - 1)$, curba preliminară este o linie dreaptă.

Din datele obţinute (tab. 2) a rezultat graficul din figura 6, care reprezintă o dreaptă paralelă cu prima bisectoare a axelor de coordonate.

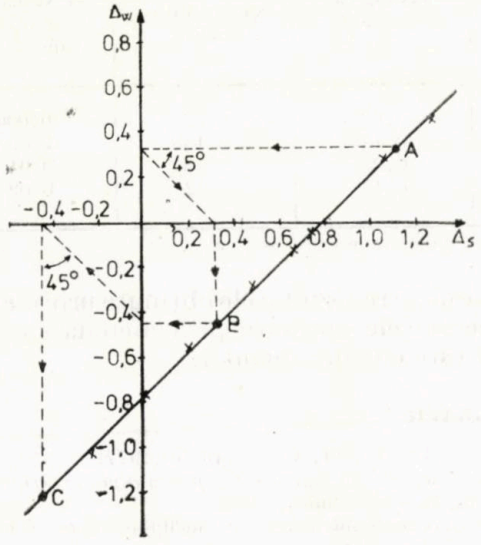


Fig. 6. Curba preliminară

Liniile alese pentru calibrare (în spectrul fierului) au fost apropiate de liniile de analiză ale aluminiului.

Pentru a construi curba de calibrare, se alege arbitrar un punct A (1,100 ; 0,325) de exemplu, apropiat de capătul superior al curbei preliminare (fig. 6). Prin pocedeul grafic indicat în figura 6, se obţin punctele B (0,320 ; — 0,445) şi C(—0,445 ; —1,215). Cu ajutorul punctelor A, B, C se generează punctele *1*, *2*, *3*, *4* (fig. 7)

Astfel : punctul *1* are abscisă arbitrară, iar ordonata egală cu abscisa lui A(1,100) ; punctul *2* are abscisa la un interval log $(\tau_1/\tau_2) =$ $= 0{,}341$ (unde $\tau_1 = 100\%$, $\tau_2 = 45{,}6\%$ reprezintă transmisiile celor două trepte ale atenuatorului de intensitate în cazul de faţă) spre stînga abscisei punctului *2* şi ordonata egală cu ordonata lui B(—0,445) ; punctul *4* are abscisa cu 0,341 spre stînga abscisei punctului *3* şi ordonata egală cu ordonata lui C (—1,215). Punctele *1*, *2*, *3*, *4* se situează pe o dreaptă, dacă s-a lucrat corect şi cu un factor de contrast al emulsiei fotografice $\gamma = 1$, dreaptă care constituie curba de calibrare a plăcii fotografice.

Cu datele obţinute curba este perfect liniară (fig. 7).

Motivarea fenomenologică a acestor moduri de construcţie poate fi găsită în lucrarea [4].

Pentru trasarea curbelor analitice, se reprezintă grafic raporturile de intensităţi corespunzătoare perechilor de linii, în funcţie de concentraţiile aluminiului din etaloane pe scară logaritmică (fig. 8).

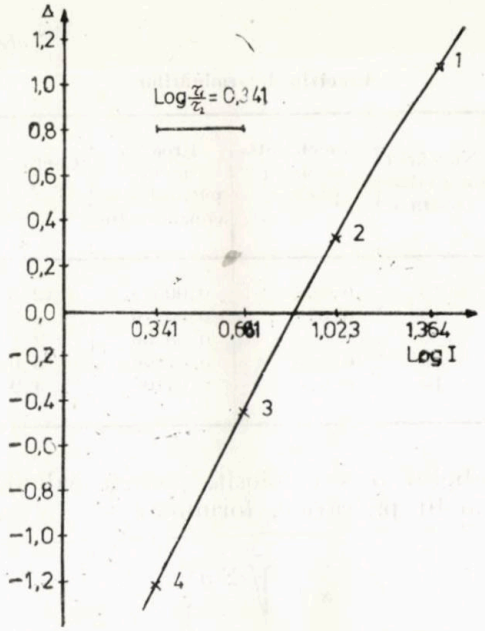


Fig. 7. Curba de calibrare a plăcii fotografice

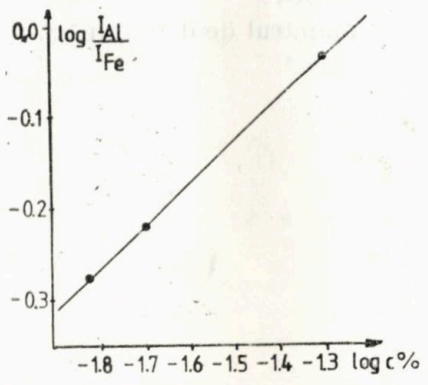


Fig. 8. Curba analitică la concentraţii mici de Al

Pentru analizele curente de producţie, se reprezintă direct o funcţie de transmisie, înnegrirea $\log_{10} 1/T$, sau funcţia $1/2\log_{10}(1/T^2 - 1/T)$ [3], preferabil ultima, faţă de logaritmul concentraţiei din etaloane.

Pentru trasarea curbelor analitice, fiecare etalon va fi scînteiat de cel puţin patru ori.

Se determină raportul de intensităţi sau funcţia

$$1/2 \log_{10}(1/T^2_{Al} - 1/T_{Al}) - 1/2 \log_{10}(1/T^2_{Fe} - 1/T_{Fe})$$

pentru perechea de linii analitice la fiecare probă, iar din curba analitică se extrage concentrația aluminiului.

Pentru a determina reproductibilitatea metodei, s-au făcut mai multe măsurători într-o perioadă de două săptămîni pe probe preparate sintetic. Rezultatele sînt arătate în tabelul 3.

Tabelul 3

Precizia determinărilor

Nr. probei	Numărul de analize repetate	Concentrația medie a probei, %	Eroarea medie pătratică în concentrație	Coeficientul de variație, %
1	10	0,006	0,00075	12,6
2	10	0,024	0,00220	9,2
3	9	0,072	0,00200	2,8
4	12	0,360	0,01800	5,0
5	12	0,970	0,04100	4,2

În tabelul 3 s-a folosit, pentru calcularea erorii medii pătratice, formula:

$$s = \sqrt{\frac{\Sigma d^2}{n-1}}$$

unde: d este diferența determinărilor față de medie;

n — numărul de determinări.

Coeficientul de variație s-a calculat cu formula:

$$v = \frac{s}{\bar{x}} \cdot 100$$

unde $\bar{x}$ este concentrația medie utilizată în determinarea lui s.

Tabelul 4

Acuratețea metodei

Proba	Aluminiu solubil în acid, %		
	Valoarea presupusă adevărată*, %	Valoarea medie spectrofotografică, %	Abaterea de la valoarea presupusă adevărată
A	0,037	0,031	0,006
B	0,14	0,135	0,005
C	0,29	0,28	0,01
D	0,44	0,42	0,02

* Valoare obținută prin metode chimice

Acordul între rezultatele obținute prin metode chimice și cele obținute prin metoda spectrografică este dat în tabelul 4.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * ASTM, PART, 42, E 116-70 (1977).
[2] Truția, A. *Introducere în spectroscopia experimentală* București, Ed. tehnică, 1966.
[3] * * * Gebrauchsanleitung – Schnellphotometer GII und GIII, C. Zeiss Jena.
[4] Crove, E. L. *Applied atomic spectroscopy.* Plenum Press, 1978.
[5] * * * ASTM, E 293–68.

Prof. dr. ing. M. Ienciu, dr. ing. P. Moldovan,
și ing. Lidia Cristea
Institutul politehnic — București

Cercetări privind filtrarea aliajelor speciale de aluminiu prin filtre inerte

CZ : 669.715 : 66.067.1

În ultimii ani, pe plan mondial, se acordă o atenție deosebită producerii unor aliaje pe bază de aluminiu de puritate avansată, mai ales prin utilizarea unor tehnologii de vîrf în fazele de elaborare și turnare. Un accent deosebit se pune, în acest context, pe perfecționarea proceselor de tratare în stare lichidă a acestor aliaje (rafinare, degazare, modificare). Dintre procedeele de tratare în stare lichidă a aliajelor de aluminiu, aplicate industrial pe plan mondial, se remarcă îndeosebi filtrarea și degazarea în unități de filtrare — degazare continuă, de mare productivitate : SNIF, FILD, BASFAG și altele [1] — [5].

În lucrare se prezintă o unitate de filtrare cu filtre inerte (fabricate din diferite materiale), de concepție proprie, care asigură în special eliminarea incluziunilor nemetalice care se află în suspensie în baia metalică, precum și o degazare parțială în vid.

Tehnica de cercetare experimentală

Unitatea de filtrare — degazare prezentată în figura 1 realizează filtrarea topiturii prin plăci inerte, urmată de degazare în vid.

Elementul filtrant este o plăcă poroasă din grafit sau materiale refractare (tab. 1). Plăcile din materiale refractare au fost realizate prin omogenizarea componenților, urmată de pre-

Tabelul 1

Compoziția filtrelor utilizate în cercetare

Componenți	Granulație, mm	Compoziție, %	Eficiență, %
Grafit	0,1	100	82
Carbură de siliciu	0,1	50	80
Alumină	0,1	32	
Argilă	—	10	
Mangal	0,1	8	
Nisip monogranular	0,25	50	75
Alumină	0,1	25	
Mangal	0,25	15	
Argilă	—	5	
Alcool polivinilic		5	
Carbură de siliciu	0,1	80	74
Silicat de sodiu	—	20	
B.C.A.	—	100	72
Berlită	—	44	70
Mangal	0,5	25	
Argilă	—	25	
Alcool polivinilic	—	5	
Carbură de siliciu	1	52	65
Alumină	1	30	
Mangal	1	10	
Argilă	—	8	

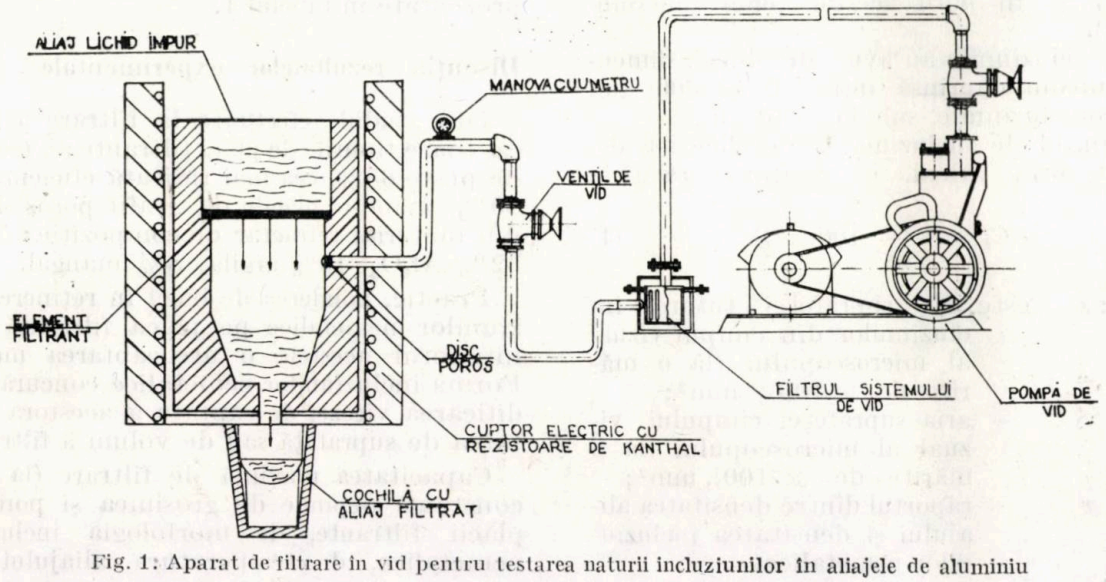


Fig. 1: Aparat de filtrare în vid pentru testarea naturii incluziunilor în aliajele de aluminiu

sare la $p = 150.10^5 N/m^2$. Filtrele presate s-au uscat în etuvă la 60 — 80°C, timp de 2 h și apoi s-au supus sinterizării în cuptor electric cu rezistoare de silită la 800 — 1 200°C, timp de 4h. Temperatura de sinterizare a fost aleasă în funcție de compoziția plăcii filtrante.

Procedeul de filtrare — degazare a inclus următoarele faze: topirea aliajului de aluminiu sub un strat de flux de protecție (FLUXAL — 2) la 750°C în cuptor electric cu creuzet basculant, filtrarea — degazarea în unitatea de filtrare la temperatura de 720°C și turnarea în cochilă din fontă.

Pentru a se putea realiza vacuumarea, fără aspirația metalului lichid în tubul de vid, se utilizează o plăcuță poroasă. De asemenea, s-a prevăzut un sistem de protecție a pompei de vid pentru a se evita deteriorarea acesteia în contact cu gazele calde aspirate din unitatea de filtrare.

Aliajul care s-a supus filtrării și degazării este de marca 2024, cu compoziția în % masice: 3,83 Cu; 0,74 Mg; 0,60 Mn; 0,43 Fe; 0,38 Si; 0,074 Zn; 0,032 Ti și provine din secțiile de turnare din întreprinderile metalurgice.

Fluxul de protecție utilizat conține 45% NaCl, 45% KCl și 10% NaF. După filtrarea a cel puțin 2 kg de aliaj, se iau probe din aliajul inițial, din cel rafinat, din aliajul rămas deasupra plăcii filtrante și din placa filtrantă (cînd este fabricată din grafit poros). Probele se secționează longitudinal și transversal, se pregătesc pentru analiză metalografică și se studiază mărimea, morfologia și natura incluziunilor nemetalice cu ajutorul microscopului metalografic și a microsondei electronice.

Rezultate experimentale

Experimentările au condus la reținerea unor categorii diverse de incluziuni nemetalice pe plăcile filtrante (macroincluziuni și microincluziuni) și în porii acestor plăci (microincluziuni).

Macroincluziunile au avut, de obicei, dimensiunea medie cuprinsă între 50 și 300 μm, iar microincluziunile, sub 30 — 40 μm.

Conținutul de incluziuni nemetalice s-a determinat prin calcul, cu ajutorul relației:

$$C_i = \frac{s}{S \cdot r} \cdot 100, \ \% \qquad (1)$$

în care: s — este aria suprafeței tuturor incluziunilor din cîmpul vizual al microscopului (la o mărire de × 100), mm^2;

S — aria suprafeței cîmpului vizual al microscopului (la o mărire de × 100), mm^2;

r — raportul dintre densitatea aliajului și densitatea incluziunilor nemetalice.

Pentru calculul valorii lui r, s-a considerat densitatea aliajului 2024, în stare solidă:

$$\rho_S = \rho_{Al} \cdot \frac{\%Al}{100} + \rho_{Cu} \cdot \frac{\%Cu}{100} + \rho_{Mg} \cdot \frac{\%Mg}{100} +$$

$$+ \rho_{Mn} \cdot \frac{\%Mn}{100} + \rho_{Fe} \cdot \frac{\%Fe}{100} + \rho_{Si} \cdot \frac{\%Si}{100} +$$

$$+ \rho_{Zn} \cdot \frac{\%Zn}{100} + \rho_{Ti} \cdot \frac{\%Ti}{100} = 2{,}98 \ kg/dm^3 \qquad (2)$$

Pentru aliajul lichid s-a luat valoarea $\rho_l = 2{,}75 \ kg/dm^3$.

Ținînd seamă că proporția cea mai mare de incluziuni nemetalice (> 75%) o reprezintă alumina, rezultă:

$$r = \rho_l / \rho_{Al_2O_3} = 2{,}98/3{,}87 = 0{,}77 \qquad (3)$$

Deci relația pentru determinarea conținutului de incluziuni nemetalice devine:

$$C_i = \frac{s}{S \cdot 0{,}77} \cdot 100, \ \% \qquad (4)$$

Eficiența filtrării s-a determinat cu ajutorul relației:

$$\eta_f = \frac{C_i^0 - C_i^f}{C_i^0} \cdot 100, \ \% \qquad (5)$$

unde: C_i^0 este conținutul de incluziuni nemetalice în aliajul nefiltrant, %;

C_i^f — conținutul de incluziuni nemetalice în aliajul filtrant, %.

Valorile eficienței filtrării, pentru diferite filtre utilizate în lucrările experimentale, sînt prezentate în tabelul 1.

Discuția rezultatelor experimentale

Din studiile efectuate la filtrare a rezultat că toate tipurile de plăci filtrante au o eficiență de peste 65%, cea mai ridicată eficiență (peste 80%) avînd-o plăcile de grafit poros și plăcile din material refractar de compoziție: 50% SiC, 32% Al_2O_3, 10% argilă, 8% mangal.

Practic, ponderea de bază în reținerea incluziunilor nemetalice pe placa filtrantă sau în interiorul acesteia o are captarea mecanică. Forma incluziunilor nemetalice concură la modificarea vitezei de captare a acestora pe unitatea de suprafață sau de volum a filtrului.

Capacitatea maximă de filtrare (la un vid constant) depinde de grosimea și porozitatea plăcii filtrante, de morfologia incluziunilor nemetalice, de temperatura aliajului lichid

(care influenţează direct viscozitatea şi tensiunea superficială a acestuia) etc.

Viscozitatea dinamică a aliajului 2024 are valoarea $0{,}154 \cdot 10^6$ Ns/n², fiind puţin diferită de cea a aluminiului pur ($0{,}1492 \cdot 10^6$ Ns/m²).

Ea s-a determinat cu relaţia:

$$\eta_S = \eta_{Al} \cdot \frac{\%Al}{100} + \eta_{Cu} \frac{\%Cu}{100} + \eta_{Mg} \frac{\%Ng}{100} \qquad (6)$$

în care:

$$\eta_{Al} = \eta_0 \exp (E/RT) \qquad (7)$$

unde: $E_{Al} = 16{,}5$ kJ/mol; $E_{Cu} = 30{,}5$ kJ/mol; $E_{Mg} = 30{,}5$ kJ/mol; $R = 83\,144$ J/mol · K.

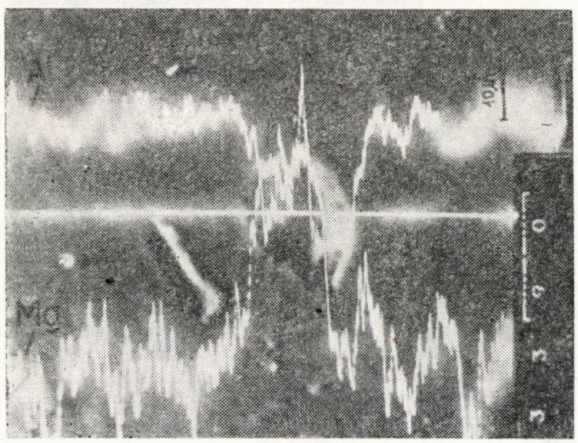


Fig. 2. Distribuţia oxizilor de aluminiu şi magneziu în aliajul 2024 nefiltrat; imagine de compoziţie înregistrată la microsonda electronică şi profilul variaţiei intensităţii radiaţiei X caracteristice aluminiului şi magneziului, mărire × 800

Fig. 3. Micrografia electronică a oxidului de magneziu, mărire × 800

T este cuprins între 1 013 şi 1 373 K; η_0 este viscozitatea metalelor pure, Ns/m².

Din analiza la microscopul optic şi microsonda electronică a rezultat că macroincluziunile cele mai importante din aliajul 2024 sînt:

— particule şi filme de Al_2O_3 de culoare gri închis cu nuanţă galben — brună (cînd conţinutul de fier este ridicat), cu dimensiunea medie ~ 50 — 80 μm;

— particule şi filme de MgO de culoare neagră, cu dimensiunea medie ~ 60 — 70μm;

— particule de Al_2MgO_4 transparente sau de culoare brun închis, cu nuanţe roşietice sau verzui, cu dimensiunea medie 50 — 60μm (fig. 2);

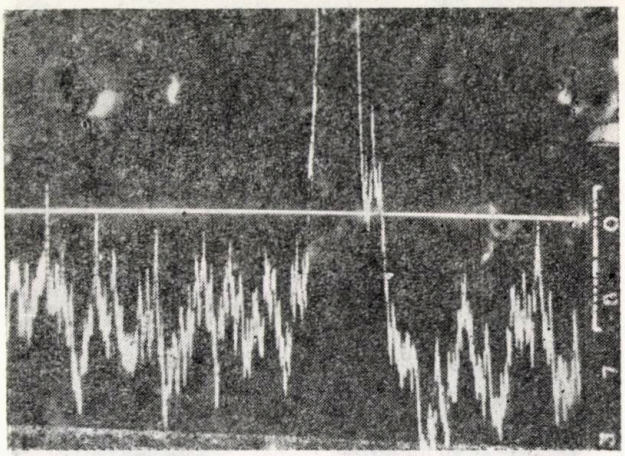


Fig. 4. Imagine de compoziţie înregistrată la microsonda electronică şi profilul variaţiei intensităţii radiaţiei X caracteristice magneziului în oxidul dublu de aluminiu şi magneziu, mărire ×800

Microincluziunile cele mai frecvent întîlnite la filtrare sînt:

— filme şi particule de Al_2O_3, cu dimensiunea medie 1 — 30 μm;

— particule de MgO de culoare neagră, cu dimensiunea medie 1 — 20 μm (fig. 3);

— particule şi filme de Al_2MgO_4, cu dimensiunea medie 1 — 10 μm (fig. 4);

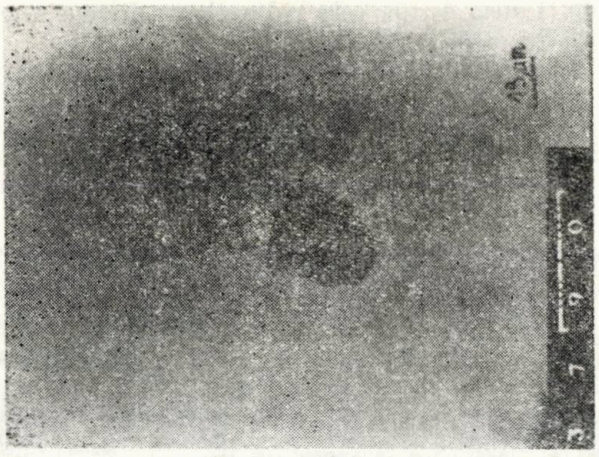
— particule de silicaţi de calciu, de culoare gri deschis, cu dimensiunea medie 10 — 30μm (fig. 5, *a*, *b*, *c*);

— particule de Al_4C_3 de culoare gri, sub formă de discuri hexagonale şi dreptunghiulare, cu dimensiunea medie 0,5 — 20 μm.

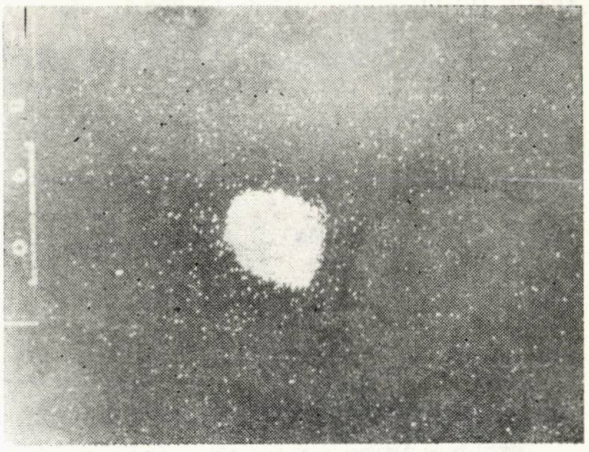
Aliajul filtrat are un conţinut foarte redus de incluziuni nemetalice, la limitele impuse pentru aeronautică şi alte domenii speciale.

Procedeul descris asigură în primul rînd eliminarea într-un grad avansat a incluziunilor nemetalice din aliajele de aluminiu a unor microincluziuni intermetalice şi, datorită utilizării vidului, conduce şi la degazarea parţială a băii metalice (gradul de eliminare a hidrogenului ajunge la 75 — 80%).

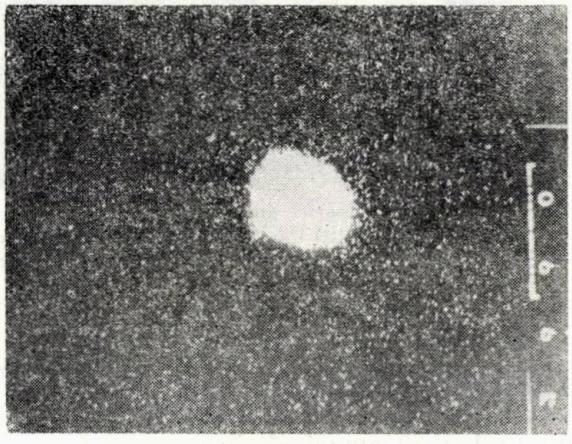
Incluziunile nemetalice micşorează fluiditatea aliajelor de aluminiu, măresc tendinţa de fisurare, conduc la creşterea porozităţii, scăderea plasticităţii produselor turnate. De asemenea, aliajele care conţin incluziuni nemetalice au proprietăţi mecanice şi tehnologice scăzute în comparaţie cu aliajele care nu le conţin.



a



c



b

Fig. 5. *a*. Micrografia electronică a silicatului de calciu, mărire, ×800; *b*, *c* — imaginile de raze X produse de radiațiile $Si_{K\alpha}$ și $Ca_{K\alpha}$ privind repartiția acestor elemente în aliajul 2024 nefiltrat, mărire × 800

Filtrarea se poate face industrial, prin filtre inerte din fibre de sticlă, straturi de materiale granulare refractare, plăci poroase sau prin filtre active care constau din materiale refractare neporoase, acoperite cu fondanți alcătuiți din cloruri și fluoruri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Leconte, G. B. și Buxmann, K. În: Aluminium, R.F.G., nr. 5, 1979, p. 329 — 331.

[2] Simenson, C. I. și Berg, G. În: Aluminium, R.F.G., nr. 5, 1980, p. 335 — 340.

[3] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M., Fazakaș, Rosica, Cristea, Lidia și Botoran, P. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1982.

[4] Hedjazi, D. Y., Bennett, G. H. F. și Kohdic, V. În: Metals Technology, Anglia, nr. 12, 1976, p. 537 — 541.

[5] Blayden, L. C. și Bloudyke, K. Y. În: Journal of Metals, S.U.A., nr. 2, 1974, p. 25.

[6] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Fazakaș, Rodica și Cristea, Lidia *Aliaje neferoase*, partea I., I.P.B., 1983.

[7] Talbot, D. E. Y. și Ronsley, C. E. În: Metallurgical Trans., S.U.A., vol. 8A, 1977, p. 1 149 — — 1 154.

[8] * * * *Internationale Leichtmetalltagung*. Leoben — Viena, 1981, p. 77 — 79.

Conf. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice
București
ing. T. Nicules cu

Instalații moderne de retopire a metalelor cu fascicul (jet) de electroni (I)

CZ: 669.054.2

Datorită performanțelor deosebite în privința proceselor de degazare și de purificare, care au implicații însemnate asupra calității materialelor metalice, procedeele de retopire prin bombardament de electroni, denumite și procedee de retopire cu fascicul sau jet de electroni (RJE), au căpătat largi aplicații în domeniul producției de oțeluri aliate cu destinație specială (oțeluri anticorosive și refractare, oțeluri înalt aliate de scule ș.a.), a superaliajelor cu bază de nichel sau cobalt, a titanului, zirconiului și aliajelor acestor metale, precum și cu precădere în cazul retopirii de lingouri din metale și aliaje cu temperaturi de topire ridicate (Nb, Mo, W, Ta, Vș. a.). Topirea cu fascicul de electroni prezintă importante avantaje: inexistența contactului dintre baia metalică și un creuzet refractar de topire (existent în cazul cuptoarelor prin inducție) evită contaminarea materialului topit cu incluziuni nemetalice; mare flexibilitate în exploatare și randamente ridicate; se pretează la un grad foarte avansat de automatizare, inclusiv controlul și comanda întregului proces tehnologic cu ajutorul calculatoarelor electronice de proces; reglarea foarte precisă a regimului de încălzire; posibilități largi de valorificare prin topire, a deșeurilor și a materialelor de recirculație din producția proprie; folosirea unui vid înaintat permite obținerea de materiale de puritate înaltă, cu conținuturi foarte scăzute de gaze și incluziuni nemetalice. Ca dezavantaje, trebuie reținute: costul foarte ridicat al instalațiilor și procentul însemnat de pierderi prin volatilizare, în cazul unor elemente de aliere (mangan, cupru ș.a.).

Datorită avantajelor oferite, pocesele de topire cu fascicul de electroni și în general folosirea acestuia ca sursă de căldură în tehnica acoperirilor metalice, sudare, tratament termic, metalurgia pulberilor, constituie tehnologii de avangardă, cu importante aplicații în tehnica nucleară, industria aerospațială și în alte domenii de vîrf ale construcției de mașini.

Principiul de lucru. În esență, procedeul RJE se bazează pe topirea unor bare metalice sau materiale granulare, sub acțiunea unui fascicul de electroni de mare energie, care la impactul cu materialul de topit (ținta) produce o mare cantitate de căldură, suficientă pentru topirea și chiar volatilizarea elementelor conținute în țintă. Picăturile de metal rezultate din topirea materialului țintei sînt acumulate într-un cristalizor (creuzet), răcit cu apă în interior, în care se solidifică, cu formarea progresivă a lingoului retopit. Procesul are loc într-un recipient vidat (10^{-3} — 10^{-4} mbar). Partea principală a instalației este tunul de electroni, care generează fasciculul de electroni de mare putere. În figura 1 se prezintă schema de principiu a unui tun de electroni vertical, compartimentat, de tip Pierce, care lucrează ter-

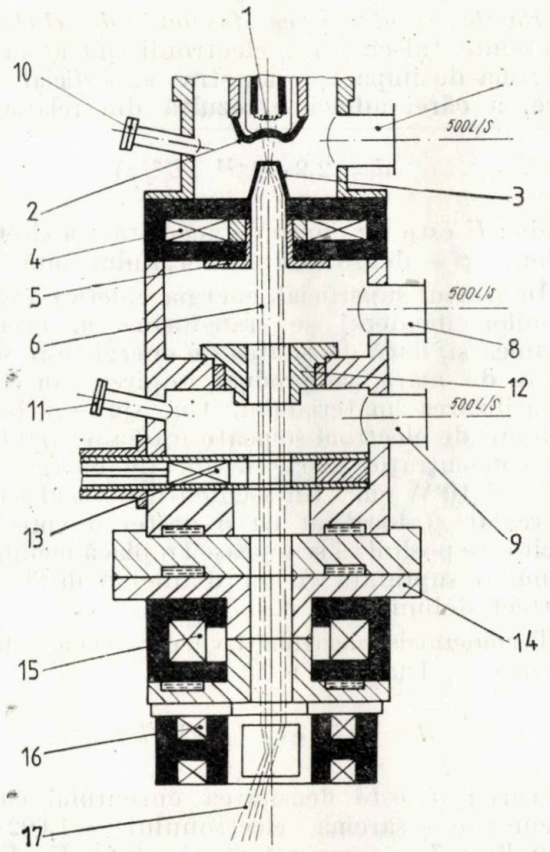


Fig. 1. Schema de principiu a tunului de electroni vertical tip Pierce [3]:
1 — filament de încălzire; *2* — catod; *3* — anod inelar; *4* — lentilă electromagnetică; *5*, *12*, *14* — diafragmă din cupru răcită cu apă; *6* — fasicul de electroni; *7*, *8*, *9* — racord la unitatea de pompare; *10*, *11* — vizori; *13* — vană (ecluză); *15* — lentilă electromagnetică de focalizare; *16* — lentilă electromagnetică de deflecție; *17* — fasicul deviat de electroni

moemisiv cu încălzire indirectă, realizat de Institutul von Ardenne din R.D.G. Prin alimentarea cu o tensiune de accelerare de 20 — — 30 kV, filamentul de încălzire *1* din wolfram sau tantal emite un fascicul primar de electroni, care bombardează catodul emisiv *2*. Acesta la rîndul său, fiind adus la un potențial negativ ridicat (de exemplu — 20 kV), devine, de asemenea, termoemisiv, emițînd un fascicul secundar de electroni. Filamentul de încălzire este adus la un potențial reglabil mai negativ decît catodul emisiv, fiind conectat la o sursă de curent continuu de mică intensitate, dar de tensiune înaltă (redresări de siliciu). Prin variația diferenței de potențial între filamentul de încălzire și catodul emisiv, se poate regla energia fasciculului secundar de electroni (folosit pentru retopire). Fasciculul secundar este apoi accelerat în cîmpul electrostatic dintre catodul emisiv și anodul inelar *3*, reglat și focalizat la trecerea printr-un sistem de diafragme (*5*, *12*, *14*) și de lentile electromagnetice (*4*, *15*). Fasciculul este apoi deviat asupra țintei (bara de retopit) prin deflecție, cu ajutorul lentilei electromagnetice *16*.

Bazele încălzirii cu fascicul de electroni. La contactul cu ținta, electronii sînt absorbiți în zona de impact de un strat superficial subțire, a cărei adîncime rezultă din relația:

$$d = 2{,}2 \cdot 10^{-11} \ (U^2/\rho) \qquad (1)$$

unde: U este tensiunea de accelerare a electronilor; ρ — densitatea materialului-țintă.

În stratul superficial, energia cinetică a electronilor incidenți se transformă în energie termică și, dacă densitatea de energie este suficient de mare, se produce topirea sau chiar volatilizarea materialului. Cu ajutorul fasciculului de electroni se poate iradia o suprafață cu concentrație foarte înaltă de energie, de ordinul 10^8 W/cm^2. Un asemenea fascicul poate fi reglat și focalizat cu o astfel de precizie încît este posibil să se topească o placă metalică, avînd o suprafață cu un diametru de 3 μm, perfect delimitată.

Termoemisia electronică verifică ecuația Richardson — Dushman:

$$J = A T^2 \exp \ (-eV_e/kT) \qquad (2)$$

în care: J este densitatea curentului emis, A/cm^2; e — sarcina electronului $= 1{,}602 \cdot 10^{-19}$ C; T — temperatura absolută, K; V_e — potențialul de ieșire, V; A — constantă care depinde de natura catodului; k — constanta lui Boltzmann $= 1{,}3805 \cdot 10^{23}$ J/K.

Pentru wolfram și tantal, metalele din care se confecționează catozii emisivi, valorile A sînt 80 și 60, iar valorile V_e de 4,58 V, respectiv 4,12 V. La 1 327°C, densitatea de curent emisă este de $9{,}27 \cdot 10^{-7}$ A/cm^2 pentru wolfram și de $9{,}1 \cdot 10^{-6}$ A/cm^2 pentru tantal. Randamentul de termoemisie poate crește substanțial prin activarea metalului refractar al filamentului de încălzire cu un strat de substanță emisivă. Astfel, o depunere de thoriu pe suport de wolfram permite obținerea la 1 327°C a unei densități de curent de $4{,}06 \cdot 10^{-2}$ A/cm^2. Depunerea emisivă poate să fie, de asemenea, alcătuită din compuși de lantanide, de exemplu LaB_6. Cu toată puterea lor emisivă ridicată, depunerile active sînt puțin folosite în prezent la confecționarea catozilor emisivi, datorită durabilității reduse a acestora și fragilității depunerilor.

Focalizarea fasciculului electronic se efectuează cu ajutorul unor cîmpuri electromagnetice permanente de simetrie cilindrică, cu condiția ca divergența electronilor să nu fie prea mare, caz în care traiectoriile pot deveni elicoidale și, ca atare, focalizarea devine imposibilă. O bobină magnetică de simetrie axială se comportă ca o lentilă subțire, a cărei distanță focală f este dată de expresia:

$$\frac{1}{f} = \frac{e}{8mU} \int B_0^2 \, dz \qquad (3)$$

care se poate integra de-a lungul axei optice a tunului de electroni. În relația (3) B_0 este inducția magnetică, măsurată pe axa optică a tunului (pe axa O_z); m — masa de repaus a electronului $= 0{,}911 \cdot 10^{-30}$ kg; U —tensiunea de accelerare a tunului, kV.

Focalizarea magnetică are un dublu rol și anume de a permite evoluția fasciculului în interiorul coloanei tunului, evitîndu-se la maximum pierderile de intensitate în diverse zone (anod și diafragmă) nedorite în privința randamentului și de a da forma corespunzătoare fasciculului, prin focalizarea sau defocalizarea acestuia asupra țintei.

Pentru o sursă termoemisivă, intensitatea fasciculului de electroni depinde de temperatura catodului, puterea emisivă a materialului din care este constituit electrodul și de geometria tunului. Pentru o accelerare dată, intensitatea fasciculului nu poate să depășească o anumită valoare, denumită intensitate de saturație (I_s), care, în cazul unui catod în formă de calotă sferică, este dată de relația lui Langmuir:

$$I_s = 14{,}67 \cdot 10^{-6} \left(\frac{1 - \cos\theta}{(-\alpha)^2} \right) \cdot U^{3/2} \qquad (4)$$

în care: θ este semiunghiul de la vîrful conului de emisie a electronilor înainte de traversarea anodului; α — parametrul care depinde de geometria tunului [3].

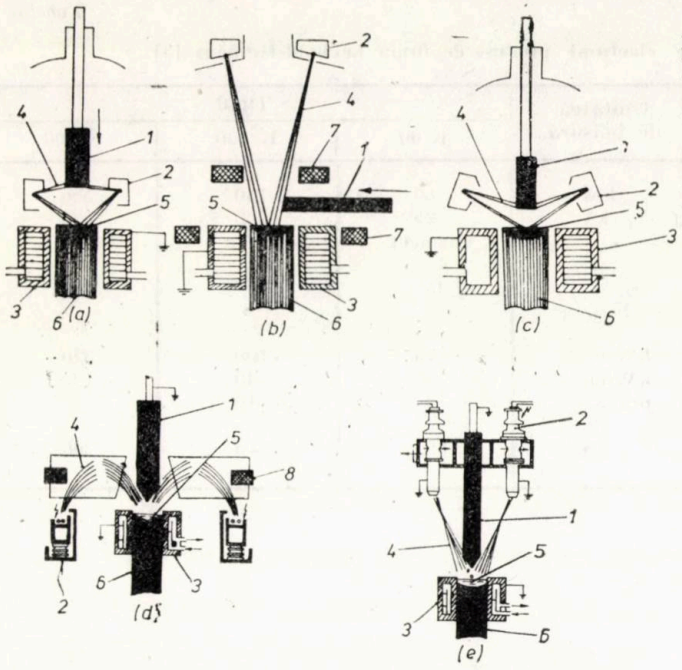


Fig. 2. Sisteme de retopire cu fascicul de electroni realizate de Temescal Metallurgical Corp. (S.U.A.) :

a) — tun cu catod inelar ; *b*) — tun cu catod inelar la mare distanţă — telecatod (fascicul focalizat) ; *c*) — tun cu doi catozi inelari care permit încălzirea separată a barei de retopit şi a băii metalice ; *d*) — tun cu fascicul liniar deviat ; firma Heraeus (R.F.G) : *e*) — tun tip Pierce ; *1* — bară de retopit ; *2* — tun de electroni ; *3* — cristalizor ; *4* — fascicul (jet) de electroni ; *5* — baie metalică ; *6* — lingou retopit ; *7* — lentilă electromagnetică ; *8* — bobină de deflecţie

Sisteme de încălzire cu fascicul de electroni. În stadiul actual sînt realizate următoarele sisteme de încălzire cu fascicul de electroni (fig. 2) :

a) Tunuri cu catod inelar. Acestea au fost realizate pentru prima dată de compania Staufer-Temescal Metalurgical Corp. din S.U.A. În forma cea mai simplă, aceste tunuri dispun de un filament încălzit direct prin efect Joule-Lenz. Bara de retopit este alimentată vertical, fiind adusă la potenţialul zero. Catodul inelar este adus la un potenţial negativ, de exemplu de —10 kV. Un asemenea sistem de încălzire are o electronică simplă şi asigură o încălzire uniformă a barei de retopit. În schimb, sistemul prezintă unele inconveniente: durabilitatea scurtă a filamentului, datorită distanţei scurte între tun şi materialul de retopit, ceea ce determină proiecţia de material topit şi volatilizat pe sistemul de încălzire ; în timpul topirii, presiunea de vapori metalici în zona de retopire poate depăşi presiunea critică de apariţie a descărcării între anod şi catod (10^{-4} mbar). Ca atare, dacă se produce arcul, trebuie să se reducă puterea fasciculului şi să se întrerupă chiar procesul de topire, ceea ce provoacă discontinuităţi în lingoul retopit.

b) Tunuri cu focalizare la mare distanţă (cu telecatod), tip Pierce (fig. 1). Acestea prezintă unele avantaje importante : realizarea separată a vidului în interiorul tunului şi în incinta de lucru, prin folosirea a două circuite, ceea ce evită formarea arcului, chiar dacă în incinta de lucru presiunea depăşeşte 10^{-4} mbar ; siguranţă mare

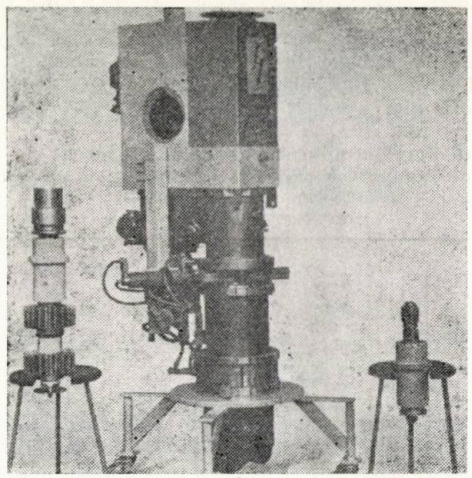


Fig. 3. Vedere a tunului de electrozi K 500, Leybold-Heraeus [9]

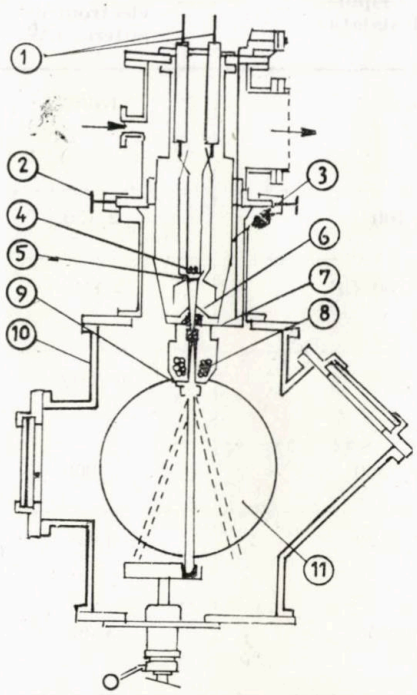


Fig. 4. Schema de principiu a unui cuptor de electroni echipat cu un tun electronic vertical tip Pierce (ALCATEL) [3] :

1 — cablu blindat de alimentare electrică ; *2* — reglaj mecanic lateral al tunului de electroni ; *3* — tun de electroni ; *4* — filament de încălzire ; *5* — catod (potenţial negativ, înaltă tensiune) ; *6* — anod (potenţial zero) ; *7* — supapă cu comandă automată ; *8* — bobină magnetică ; *9* — deflector magnetic al fasciculului de electroni ; *10* — incintă cu perete dublu, răcită cu apă ; *11* — racordul la instalaţia de pompare

Tabelul 1

Caracteristicile tehnice ale tunurilor de electroni produse de firma Leybold-Heraeus [9]

Caracteristica	Unitatea de măsură	Tipul		
		K 60	K 150	K 500
Puterea maximă a fasciculului	kW	60	150	500
Tensiunea maximă de accelerare	kV	25	30	30
Tipul catodului		filament	bloc Ta	bloc Ta
Număr de lentile electromagnetice		1	1	2
Unghiul de deflecţie maxim pe direcţia X		±45°	±45°	±45°
Densitate de putere pentru o presiune în camera de lucru de 1×10^{-3} mbar la distanţa de :				
— 500 mm	kW/cm^2	75	100	320
— 1 000 mm	kW/cm^2	30	40	130
Presiunea maximă admisă în camera de lucru	mbar		3×10^{-3}	
Viteza de pompare a camerei tunului (pompă turbomoleculară TMP 360)	l/s	360	360	360

Tabelul 2

Caracteristicile tehnice ale unor instalaţii de retopire cu fascicul de electroni, Leybold-Heraeus [6], [11], [12]

Tipul instalaţiei	Nr. tunuri electronice/ putere, kW	Destinaţia	
		Aliaje retopite	Dimensiunile maxime
ES 1/3/60	1/60	Oţeluri anticorosive şi refractare, superaliaje cu bază Ni şi Co, aliaje greu fuzibile (cu W, Mo, Ta), titan şi aliaje de titan	Lingouri cu diametrul de 100 mm şi lungimea de 330 mm ; piese turnate
ES 2/12/100	2/150	Idem	Lingouri cu diametrul de 150 mm şi lungimea de 450 sau 800 mm
ES 2/12/200 CF	2/150	Superaliaje Ni şi Co, oţeluri speciale şi mai ales aliaje de titan şi zirconiu	Lingouri cu diametrul de 65 — 500 mm şi lungimea de 1 600 — 3 000 mm
ESP 50/300	50/300	Tantal şi niobiu	Lingouri de tantal cu diametrul pînă la 125 mm şi de niobiu pînă la 175 mm
ESP 300/1200	4/300	Idem	Lingouri cu diametrul de 400 mm şi lungimea de 2 200 mm
ESG 2/30/120	4/30	Oţeluri anticorosive şi refractare, superaliaje cu bază Ni şi Co, titan şi aliaje de titan	Piese turnate de precizie de 250 — 2 500 g
ESG 5/30/150	5/30	Titan şi aliaje de titan	Piese turnate pînă la 18 kg din electrozi consumabili cu diametrul de 100 mm şi lungimea de 800mm
ESG 50/80/600	2/500	Idem	Piese turnate pînă la 100 kg din electrozi consumabili cu diametrul de 200 mm şi 1 300 mm lungime
ES 2/12/75 D1S		Distilarea metalelor rare, în special beriliu extrapur	
ES 1/3/10 HSK		Plutoniu	8 bare de plutoniu cu diametrul de 1,8 mm şi lungimea de 40 mm

de funcționare și robustețe; prin folosirea sistemelor de focalizare și de deflecție, se realizează o deosebită suplețe în exploatare.

Puterea instalată a tunurilor de electroni de tipul Pierce a atins în prezent valori foarte mari. Astfel, Institutul von Ardenne din R.D.G. a realizat tunuri de 1,7 MW, fiind în stadiu de construcție tunuri mai puternice, pînă la 7 MW. Firma Leybold-Heraeus preferă fabricarea de instalații cu mai multe tunuri de electroni, la care puterea instalată este repartizată, în mod egal, pe fiecare tun, din următoarele considerente:

— repartizarea puterii totale, pe mai multe tunuri, permite utilizarea și a unor puteri mai reduse;

— în cazul avarierii unuia din tunuri, instalația nu este oprită, întrucît tunurile în funcțiune pot prelua puteri mai mari, compensînd scoaterea din uz a tunului avariat;

— grație dispunerii radiale a tunurilor de electroni în jurul barei de retopit, se poate realiza o bună uniformizare a temperaturii de încălzire în masa materialului supus la încălzire.

Trebuie avut în vedere însă că sistemele cu tunuri multiple sînt mult mai costisitoare decît cele cu tun unic, deoarece fiecare tun necesită o serie de accesorii proprii (circuit de răcire, sisteme de pompare și de conectare la tensiunea înaltă, aparatură de măsură și control etc.). În afară de aceasta, sistemele cu tunuri multiple necesită o perfectă sincronizare în privința puterii individuale și focalizării jeturilor de electroni, care trebuie să fie uniforme și orientate sub același unghi față de bara de retopit. În prezent însă, tehnica de reglare simultană a tunurilor fiind bine pusă la punct, instalațiile cu tunuri multiple au o largă utilizare [3].

c) Tunuri cu fascicul deviat (transverse gun). Sînt cele mai recente tipuri de tunuri de electroni, cu importante aplicații atît la retopire, cît și în instalațiile pentru acoperiri metalice, tratamente termice etc. Specifică pentru această categorie de tunuri este posibilitatea de deviere (deflecție) a fasciculului de electroni cu un unghi de 90 — 270°, prin utilizarea unor bobine de deflecție. Prin folosirea sistemului de deflecție, se evită contactul tunului de electroni cu vaporii de metal rezultați prin volatilizarea materialului încălzit cu fasciculul de electroni.

Firma Leybold-Heraeus realizează în prezent tunuri de electroni tip Pierce, cu puterea cuprinsă între 2 și 500 kW (pentru instalații care reclamă puteri mai mari, se folosesc mai multe tunuri). Cu ajutorul unui tun de 500 kW se poate obține o densitate de putere de 130 kW/cm² la o distanță de 1 m. Pentru tunurile cu puteri pînă la 60 kW, fasciculul de electroni se obține prin procedeul de încălzire directă a catodului din wolfram. Pentru puteri mari se practică încălzirea directă a catozilor confecționați din aliaj wolfram-tantal. Tensiunea de accelerare pentru tunurile folosite la topire este de 25 — 30 kV. Vidarea camerei tunurilor se face cu ajutorul pompelor turbomoleculare la o presiune de $10^{-4} - 10^{-5}$ mbar. Corpul coaxial al tunurilor este confecționat din oțel de construcție aliat cu vanadiu și este prevăzut cu manta de răcire cu apă. Controlul și reglarea fasciculului de electroni se efectuează cu ajutorul unui microprocesor. Cu ajutorul sistemului de deflecție se pot realiza devieri ale fasciculului de electroni cu $\pm$ 45°.

În figura 3 se prezintă tunul de electroni K500, iar în tabelul 1, caracteristicile tehnice ale tunurilor produse de firma Leybold-Heraeus. În figura 4 este prezentată schema de principiu a unui cuptor cu fascicul de electroni echipat cu un tun vertical de tip Pierce (ALCATEL). Catodul de emisie *5* este încălzit indirect de un fascicul primar de electroni, emis de filamentul *4*.

În tabelul 2 sînt prezentate tipuri de instalații de retopire cu fascicul de electroni, realizate de Leybold-Heraeus și domeniile de aplicație ale acestora.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aichert, H.ș.a. *The Electron Beam as a Technical Heating Source apart from its Application in Welding.* Düsseldorf, Deutscher Verlag für Sweisstechnik GmbH, 1980.

[2] Boucher, C. *Technologie des fours à bombardement électronique, principes et applications.* Paris, Mason et C-ie Editeurs, 1973.

[3] Chaudron, G. și Trombe, C. *Les hautes températures et leurs utilisations en physique et en chimie.* Paris, Mason et C-ie Editeurs, 1973.

[4] Stephan, H. *Development of Electron Beam Melting and Casting Technology during the Past Five Years.* München, R.F.G., Proc. International Conf. Vacuum Metallurgy and Electroslag Remelting Process, 11 — 15 oct., 1976, p. 203 — 207.

[5] Stephan, H. *Principles of Technology of Electron Beam Melting Process.* Frankfurt am Main, R.F.G., Proc. Second EB Seminar, iunie, 1972, p. 1 — 82.

[6] Tripșa, I. și Pumnea, C. *Retopirea și rafinarea oțelurilor.* București, Editura tehnică, 1984.

q 7] Vacu, S. ș.a. *Elaborarea oțelurilor aliate,* vol. I. București, Editura tehnică, 1980.

[8] * * * *Applications for Research, Development and Pilot-production of Modern Jet Engine Parts.* Leybold-Heraeus, R.F.G., 1982.

[9] * * * *Electron Beam Guns and High Voltage Power Supplies.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1983 (pospect).

[10] * * * *Electron Beam High Power Technology.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1982.

[11] * * * *Electron Beam Melting Furnace ES* 1/3/60. Leybold-Heraeus Hanau, R.F.G., 1982 (prospect).

[12] * * * *Electron Beam Technology in Vacuum Metallurgy.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1982 (prospect).

[13] * * * *ES — Verfahren und-Produktionsanlagen entwickelt und optimiert mit der ES* 1/3/60. Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1984 (prospect).

CRONICĂ

Progres şi tehnicitate ridicată în domeniul elaborării şi turnării aliajelor în piese cu tendinţe reduse spre formarea defectelor

În organizarea Comisiei de turnătorie CNIT, în 28 — 29 martie 1985 a avut loc la Întreprinderea de construcţii de maşini — Reşiţa o consfătuire tehnico-ştiinţifică cu tema de mai sus.

Interesul major faţă de problema prevenirii defectelor pieselor turnate este ilustrat şi prin participarea deosebit de numeroasă, la acest schimb de experienţă fiind prezenţi 210 reprezentanţi din 63 întreprinderi şi instituţii.

Vizita organizată la I.C.M. Reşiţa a permis participanţilor să cunoască o serie de realizări de prestigiu în domeniul turnării pieselor din fontă, oţel şi aliaje neferoase, să ia cunoştinţă de soluţii originale, care au dus la eliminarea importului, la valorificarea unor materiale indigene, la obţinerea unor piese de înaltă performanţă, pentru domenii de vîrf ale tehnicii.

În cadrul consfătuirii au fost prezentate mai multe lucrări :

1. — Modul de folosire a schemei logice pentru preîntîmpinarea formării defectelor în piesele turnate (ing. C. Vincenz, ing. S. Chiorean — I.C.S.I.T.P.S.C.-Fil. Braşov) ;
2. — Postmodificarea în formă, factor important pentru realizarea fontei cu grafit nodular cu structură feritică obţinută din turnare (ing. T. Sora — I.C.M. Reşiţa) ;
3. — Tehnologii moderne care permit turnarea pieselor cu proporţii reduse de defecte (prof. dr. ing. L. Sofroni — I.P.B.) ;
4. — Cîteva aprecieri asupra cauzelor principale care provoacă apariţia defectelor de natură gazoasă în piesele turnate (dr. ing. C. Cosneanu — I.C.S.I.T.P.S.C)
5. — Aspecte tehnologice legate de elaborarea şi turnarea în piese a oţelurilor slab şi înalt aliate cu crom şi nichel (prof. dr. ing. M. Vida, ing. A. Dumitrescu, ing. G. Anason, ing. I. Iovanovici — Fac. subing. Reşiţa-I.C.M. Reşiţa) ;
6. — Elaborarea cuprului cu conţinut minim de gaze (ing. Delfi — I.C.M. Reşiţa) ;
7. — Studiu privind reducerea consumului specific de metal la reperul lagăr normal pentru motorul Diesel naval KSZ 52/105 CL (ing. A. Titianu — I.C.M. Reşiţa) ;
8. — Materiale tehnologice utilizate în turnătoriile I.C.M. Reşiţa, care au contribuit la realizarea unor piese de performanţă (ing. E. Vizitiu, ing. E. Doloreanu, ing. T. Sora, sing. M. Roşca, ing. N. Pîrvu — I.C.M. Reşiţa).

Lucrările prezentate au abordat probleme generale şi particulare privind prevenirea defectelor de turnare, o pondere mare fiind rezervată prezentării exprienţei turnătoriilor din cadrul I.C.M. Reşiţa.

În cadrul primei lucrări, este aboradată problema utilizrii unei scheme logice care să permită realizarea unor piese de calitate. Se subliniază faptul că această schemă logică are diferite modalităţi de utilizare : *a*) în procesul de instruire a cadrelor ; *b*) în proiectare ; *c*) organizarea unui proces tehnologic, pentru asimilarea unui nou produs ; *d*) urmărirea desfăşurării unui proces tehnologic. Se prezintă conţinutul şi modul de întocmire a schemelor logice de grad zero, care cuprind întregul proces tehnologic, cu toate etapele sale, de la pregătirea materiilor prime pînă la transportul pieselor în depozit. Detalierea unei etape tehnologice duce la realizarea unei scheme logice de grad unu, iar prin luarea în considerare a tuturor intrărilor şi intervenţiilor în cadrul unei etape se obţine o schemă logică de grad doi.

Realizarea unor asemenea scheme logice poate duce la obţinerea unei bănci de date, stocată pe calculator, ce ar constitui un real ajutor pentru obţinerea unor piese turnate de înaltă calitate.

Cea de a doua lucrare prezintă o experienţă a I.C.M. Reşiţa de postmodificare a fontei cu grafit nodular în bazinul formei de turnare. O asemenea tehnologie favorizează finisarea grafitului, ceea ce promovează mărirea cantităţii de ferită şi, ca atare, facilitează obţinerea, direct din turnare, a fontelor feritice. Se prezintă un volum bogat de date, obţinute în laborator şi în condiţii de uzină, ce au dus la realizarea unor tehnologii robuste.

Pentru obţinerea Fgn feritice direct din turnare, se porneşte de la realizarea unei compoziţii chimice strict urmărite, caracterizată prin conţinuturi scăzute de Mn şi S (Mn $<$ $<$ 0,3 %, S $<$ 0,03 %) şi ridicat de Si (Si $>$ 2,0 %).

Modificarea cu (FeSiCaMg), Nodulin Sc 1, se realizează în oală prin procedeul Sandwich, iar postmodificarea, cu pastile din modificator grafitizant (produs I.C.S.I.T.P.S.C.). Aceste pastile sînt introduse (încastrate) într-un bazin prevăzut cu diafragmă şi bilă de închidere a orificiului de evacuare. Reţeaua de turnare este prevăzută cu filtre de zgură. În acest mod a fost posibilă obţinerea constantă a unor structuri feritice şi a unor alungiri de peste 20 %, în condiţiile unor separări de grafit compacte, în număr de circa 200 noduli mm^2.

Se arată de asemenea posibilitatea apariţiei unor structuri anormale : apariţia unor noduli de grafit deformaţi şi aglomeraţi la $Mg_{rem} \leqslant 0{,}03$ % sau prezenţa cementitei libere la peste 0,08 % Mg_{rem} ; obţinerea grafitului explodat, de regulă tot la conţinuturi mari de magneziu ; prezenţa chunky-graphite, atunci cînd carbonul echivalent nu este corelat cu viteza de răcire.

Această tehnologie a dat bune rezultate la obţinerea unor piese de înaltă performanţă, cum ar fi : chiulase pentru motoare navale (1 500 kg), difuzor (2 500 kg), volant (cea mai mare piesă din Fgn la I.C.M. Reşiţa) etc.

În concluzie, lucrarea arată că postmodificarea în formă prin pastile a permis obţinerea unor fonte cu plasticitate mare ; s-a redus cantitatea de postmodificator la 0,1 — 0,3 % faţă de peste 0,5 % în varianta clasică ; a fost eliminat tratamentul termic ; a scăzut durata de menţinere după modificare.

În cea de a treia lucrare, sînt prezentate o serie de tendinţe şi preocupări actuale pentru micşorarea proporţiei de defecte la piesele turnate. În acest context, sînt abordate trei defecte principale : sufluri exogene, aderenţe şi excrescenţe. Pentru prevenirea formării suflurilor exogene, se propune o soluţie originală : absorbţia gazelor din miezuri şi formele cu liant, în vederea micşorării presiunii gazelor sub cea necesară pătrunderii acestora în aliaj. Se prezintă, ca exemplificare, obţinerea cilindrilor de laminor de la C.U.G. Iaşi şi se propune această tehnologie pentru cămăşile mari de cilindrii de la I.C.M. Reşiţa.

Pentru preîntîmpinarea formării aderenţelor, se susţine tehnologia de impregnare a formei şi miezurilor, această tehnică fiind deosebit de utilă şi în ceea ce priveşte împiedicarea apariţiei excrescenţelor. Prin impregnare, se obţine o mărire a rezistenţei suprafeţei active a formelor şi miezurilor, din care cauză se împiedică formarea unor fisuri, provocatoare de defecte.

Aceste noi tehnologii de vidare a miezurilor şi formelor cu liant şi de impregnare constituie obiectul unui program de cercetare la I.P.B., pînă în prezent existînd un volum bogat de date experimentale care demonstrează posibilitatea aplicării lor din practică pe scară largă.

Defectele pieselor turnate sînt determinate în mare măsură de condiţiile de elaborare şi calitatea materialelor pentru forme, aceste probleme fiind abordate în cadrul lucrării *4*

Pentru fonta turnată în piese, o modalitate de control a calităţii o constituie comparaţia valorilor rezistenţei obţinute cu cele rezultate din relaţia $R = 100 - 80$. Sc (daN/mm^2), aceasta fiind o condiţie de normalitate. Analiza efectuată în mai multe întreprinderi evidenţiază faptul că există o legătură directă între tendinţa de formare a defectelor şi încadrarea în această relaţie (abaterile determinînd o sensi-

bilitate la defecte). La I.C.M.R, unde există o asemenea încadrare, tendința la formare a defectelor este scăzută. Porozitatea care apare totuși este explicată prin nerespectarea raportului optim între Mn și S, care duce la formare de oxizi de fier care, fiind reduși cu C, determină sufluri de CO.

Pe de altă parte, cantitatea excesivă de N în amestecurile cu rășini furanice determină apariția de sufluri. Se recomandă ca conținuturile de azot în formă să nu depășească valorile : pentru Fc — 0,15 — 0,25 % N ; pentru Fgn și fonte slab aliate — max. 0,10 % N ; pentru fonte înalt aliate și oțel — max. 0,01 % N. Apare deci obligatorie sarcina ca la regenerare să se controleze %N pe tot parcursul procesului tehnologic, în prezent existînd, în cadrul I.C.S.I.T.P.S.C., o tehnică de analiză a acestui element.

În lucrarea prezentată [5], colectivul mixt I. S. Reșița — I.C.M. Reșița evidențiază o serie de măsuri tehnologice care au condus la obținerea unor piese fără defecte din oțeluri aliate cu Cr, Ni, Mo, Mn, pentru motoare navale. Acest deziderat a fost realizat pe baza unei analize minuțioase a proceselor tehnologice existente.

Sînt prezentate măsurile luate pentru îmbunătățirea tehnologiei în cazul a trei tipuri de piese, care sînt produse în prezent fără defecte. Aceste măsuri se referă la toate etapele procesului tehnologic. În ceea ce privește elaborarea, s-a insistat asupra perioadelor de fierbere și mai ales de dezoxidare, aceasta fiind făcută numai prin difuzie. Controlul vitezei de decarburare a jucat de asemenea un rol deosebit de important. Pentru turnare, se utilizează forme uscate, aplicîndu-se de asemenea vopsele refractare ce au dus la rezultate deosebite în ceea ce privește aderențele. Redimensionarea rețelelor de turnare și adaptarea acestora la condițiile de solidificare a pieselor au condus la eliminarea multor defecte, ca de exemplu alimentarea de jos, cu alimentări suplimentare în zonele cu defecte și la baza maselotelor. Se utilizează pe scară largă răcitori pentru eliminarea microretasurilor. Schimbările în ceea ce privește regimul de tratament termic au contribuit în mare măsură la realizarea unor structuri și proprietăți corespunzătoare, eliminîndu-se pericolul de formare a fisurilor.

Cea de a șasea lucrare abordează problema obținerii cuprului cu plasticitate ridicată, destinat deformării plastice, fără pericolul de fisurare în procesul de forjare și matrițare. În condițiile elaborării în cuptoare cu gaz cu creuzet din grafit sau carburi, au fost încercate mai multe variante de rafinare : fondanți clasici (mangal + sticlă) ; Cu—Cr ; Cr + sticlă.

Lucrarea evidențiază avantajele ultimei varainate, ce constituie obiectul unei tehnologii aplicată la I.C.M.R., și care a dus la mărirea alungirii de 2,5 ori, a valorii gîtuirii de 3,5 ori. Această tehnologie a fost extinsă și la aliajele Cu—Sn—Ni, avînd ca urmare obținerea unor valori ridicate ale alungirii.

Lucrarea a șaptea prezintă o serie de măsuri ce au dus la reducerea consumului de metal, în procesul de fabricație a unei piese tip lagăr, în condițiile eliminării totale a defectelor. Pentru aceasta, s-a apelat la reducerea adaosurilor tehnologice, la schimbarea formei geometrice a maselotelor, la realizarea unei răciri dirijate pentru concentrarea retasurii, la reducerea consumului de amestec de formare. Toate aceste măsuri au dus la obținerea unor însemnate economii.

Ultima lucrare prezentată în cadrul consfătuirii (*8*) și-a propus să efectueze o trecere în revistă a o serie de soluții adoptate în cadrul I.C.M.R., care au condus la sistarea importului și la valorificarea unor materiale indigene. În acest sens, sînt prezentate mai multe rețete pentru miezuri și forme, o serie de materiale auxiliare care au condus la reducerea defectelor pieselor turnate. Utilizarea filtrelor ceramice a permis de asemenea obținerea unor rezultate bune.

Discuțiile care au fost purtate în cadrul consfătuirii au evidențiat interesul participanților pentru problema pusă în discuție, contribuind la creionarea unor direcții de acțiune în viitor. Principalele probleme ridicate s-au referit la următoarele :

a) necesitatea abordării metodei de impregnare ca o posibilitate reală de limitare a interacțiunii metal-formă, cu utilizarea în acest scop a unor pistoale de înaltă presiune ;

b) a fost prezentată experiența C. S. Hunedoara de obținere a gurilor de vînt pentru furnal din cupru prin metoda de absorbție a gazelor din miez prin vidare, care a condus la eliminarea rebutului datorat suflurilor ;

c) s-a exemplificat modul de utilizare a schemei logice prin eliminarea unor defecte a pieselor turnate ;

d) necesitatea perfecționării tehnologiei de fabricare a pieselor din Fgn, din marca Fgn 500-7, astfel încît să se realizeze raportul optim între ferită și perlită, fără să se mai apeleze la tratament termic ;

e) pastilele de modificator grafitizant pentru fonte să fie produse în cantitate suficientă pentru a putea fi utilizate și de alte întreprinderi, I.C.S.I.T.P.S.C. obligîndu-se în acest sens ;

f) este necesar să se ia mai mult în considerare îmbunătățirea condițiilor de muncă din turnătorii, ce ar constitui un mijloc pentru rezolvarea forței de muncă. Comisia de turnătorie—C.N.I.T. își propune să abordeze această problemă în anul 1985 ;

g) este necesară extinderea utilizării produselor ceramice, în vederea îmbunătățirii calității aliajelor (micșorarea gradului de impurificare). Să se acorde o atenție mai mare tipizatelor ceramice.

În concluziile consfătuirii, s-a apreciat în mod deosebit organizarea și preocupările I.C.M.R., pentru a pune la dispoziția participanților toate datele necesare perfecționării tehnologiilor de fabricație existente.

Pe baza celor dezbătute în cadrul acestui fructuos schimb de experiență, s-au stabilit măsuri, menite să contribuie la perfecționarea tehnologiilor de obținere a pieselor turnate.

Dr. ing. *I. Ripoșan*

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 1, 1985

Pregătirea încărcăturii pentru cocsificare pe baza indicatorului complex al proprietăților cărbunilor, p. 5 — Determinarea unor parametri ai tehnologiei de separare a părții fin dispersate a încărcăturii de cărbune, în cazul brichetării parțiale, p. 8 — Ulei emulsionat de antracen în calitate de reactiv de flotație la îmbogățirea cărbunilor de diferite mărci, p. 10 — Studierea proprietăților mecanice și a permabilității la gaze a încărcăturii de antracit și de termoantracit, p. 11 — Influența nivelului temperaturilor finale de cocsificare asupra proprietăților de rezistență ale cosului brichete, p. 13 — Obținerea unor reducători cu carbon și cu conținut mare de cenușă din produsele industriale ale îmbogățirii cărbunilor de gaz, p. 15 — — Caracteristicile termofizice ale încărcăturilor din cărbuni marca 2SS, răciți în cuptoare circulare, p. 17 — Stabilirea conținutului de substanțe nocive în spațiul de sub boltă în cuptorul circular la cocsificarea produselor industriale de la îmbogățirea cărbunilor, p. 19 — Cercetarea posibilităților de îmbunătățire a calității gudronului de huilă, p. 26 — — Particularitățile carbonizării la temperaturi joase a smoalelor cu grade diferite de condensare, p. 31 — Încercările benzilor termostabile ale transportoarelor de cocs cald, p. 36 — Căi de normalizare a funcționării răcitoarelor primare cu gaze, p. 38 — Complexul APIR-S în sistemul de stingere a cocsului, p. 40 — Prețurile noi și rentabilitatea produselor cocsochimice, p. 41 — Cercetarea emanațiilor în atmosferă la stingerea uscată a cocsului, p. 46 — — Adsorber cu casete și cu straturi subțiri pentru epurarea aerului cu ventilație prin aspirație, p. 48 — Alimentarea cu apă contra incendiilor în întreprinderile cocsochimice, p. 49.

Stal, U.R.S.S., nr. 1, 1985

Eficiența utilizării oxigenului în cazul unei ponderi diferite a peletelor în încărcătură, p. 5 — Măsurarea continuă a temperaturii fontei la evacuare cu ajutorul sistemului cu traductor pirometalurgic — calculator electronic, p. 9 — — Comportarea zincului în furnal, p. 12 — Afinarea în convertizor a fontei cu conținut scăzut de mangan, prin utilizarea zgurei de la elaborarea silicomanganului, p. 17 — Capacitatea de absorbție a energiei în cadrul procesului de elaborare a oțelului, p. 20 — Particularitățile cineticii de interacțiune a metalelor de pământuri rare cu impuritățile din topiturile de fier și carbon, p. 21 — Optimizarea compoziției oțelului cu conținut mediu de carbon turnat, p. 24 — Utilizarea zgurelor cu fosfați pentru îngrășăminte în agricultură, p. 26 — — Fabricarea prin utilizarea metalelor de pământuri rare a oțelului pentru roți, p. 28 — Cercetarea calității profilelor laminate din semifabricate de oțel SH15, turnate continuu, p. 30 — Intensificarea decarburării la elaborarea oțelului rezistent la coroziune în cuptoare electrice cu arc, p. 32 — Optimizarea parametrilor lingourilor din oțel rapid, p. 35 — Utilizarea în industrie a zgurelor rezultate din industria de feroaliaje, p. 37 — Procese tehnologice moderne de fabricare a laminatelor, p. 39 — Tehnologie eficientă de laminare la rece a tablei subțiri din oțel, pe laminoare continue, p. 43 — Extinderea sortimentului de table cu suprafață ondulată pentru uz general, p. 48 — Influența dispozitivului de antrenare a arborelui de la laminorul de dresare 1700 asupra nervurilor benzii, p. 51 — Calibrarea profilelor ecliselor R50-S, p. 52 — Asimilarea profilelor garniturilor șinelor pentru metrou, p. 54 — Tragerea în colaci a conductelor pentru combustibil, pe dorn cu autofixare, p. 56 — Fabricarea de piese de protecție pentru țevi petroliere, p. 59 — Acoperirea cu alamă a cablurilor pentru benzile transportoare, p. 62 — Cabluri cu acoperiri rugoase de polimeri, p. 64 — Tratamentul termic și termomecanic al laminatelor din oțeluri pentru construcții, p. 67 — Tratamentul termomecanic la temperaturi înalte al țevilor sudate electric, p. 72 — Controlul cu ultrasunete fără contact al calității șinelor călite în volum, în fluxul de producție, p. 77 — Influența parametrilor celei de-a doua laminări la rece asupra structurii și proprietăților oțelurilor nealiate pentru dinam, p. 78 — Influența conținutului de carbon în oțelul din pulberi M6F1-MP asupra compoziție de fază, structurii și proprietăților, p. 80 — Sistem automatizat pe mai multe niveluri de conducere a calității produselor de metal, p. 81 — Organizarea muncii în acord global și stimularea muncii în siderurgie, p. 86 — Sistem automatizat de control al temperaturii cuptorului de încălzire de la laminorul 2000, prin utilizarea microcalculatoarelor electronice, p. 90 — Tratamentul termic al laminatelor în colaci cu masă mare, p. 92 — Reducerea emanațiilor de bioxid de sulf la granularea zgurelor de furnal, p. 93.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 1, 1985

Influența rezistenței cocsului asupra funcționării furnalelor, p. 11 — Eficiența utilizării la caupere a unor umpluturi din cărămidă cu proeminențe la distanță, p. 14 — Perfecționarea procedeului de granulare a zgurei pe instalațiile de la furnale, p.15 — Elaborarea silicomanganului cu conținut mare de siliciu cu utilizarea zgurelor de mangan, p. 18 — Mărirea eficienței etanșării orificiilor pentru electrozi la cuptoarele electrice cu arc, p. 19 — Lance pentru introducerea în metal a pulberii cu conținut de carbon, p. 22 — Instalație de torcretare orizontală a căptușelii refractare la oalele de turnare a oțelului p. 24 — Montarea în bloc a construcțiilor canalelor de gaze, p. 25 — O construcție nouă a cajelor cu trei cilindri de laminare longitudinală pentru laminoarele reductoare și blocurile de calibrare, p. 27 — Traseul cilindrilor de lucru pe cajele grupei finisoare ale laminorului continuu p. 29 — Eficiența perforării și a sistemului de agregate mașină de perforat-alungitor la laminare în pas de pelerin, p. 30 — Scule din aliaj dur cu eficiență mare pentru laminarea țevilor sudate electric, p. 32 — Sistem de comandă sincronizată a mecanismelor laminorului 250, p. 33 — Perfecționarea tehnologiei de prelucrare a tuburilor de detubare OTTGI, p. 35.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 2, 1985

Nou model de calcul și de simulare a cauperelor, p. 91 — Controlul incluziunilor în cursul elaborării oțelului, p. 103 — Studiul comparativ al unui cristalizor lung și al unui cristlizor scurt de la turnarea continuă a bramelor, p. 111 — Consum și economie de energie la recoacerea în cutii, p. 119 — Fabricarea țevilor sudate rezistente la coroziunea în H_2S, p. 129 — Analiza mcanică a comportării la ruperea unui punct de sudură prin rezistența, 137 — Utilizarea duzelor pentru var sinterizat la distribuitoarele de la turnarea continuă a oțelurilor calmate cu aluminiu, p. 159 — Cocseria franceză afectată de o slabă valorificare a produselor secundare de cocserie, p. 169.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 2, 1985

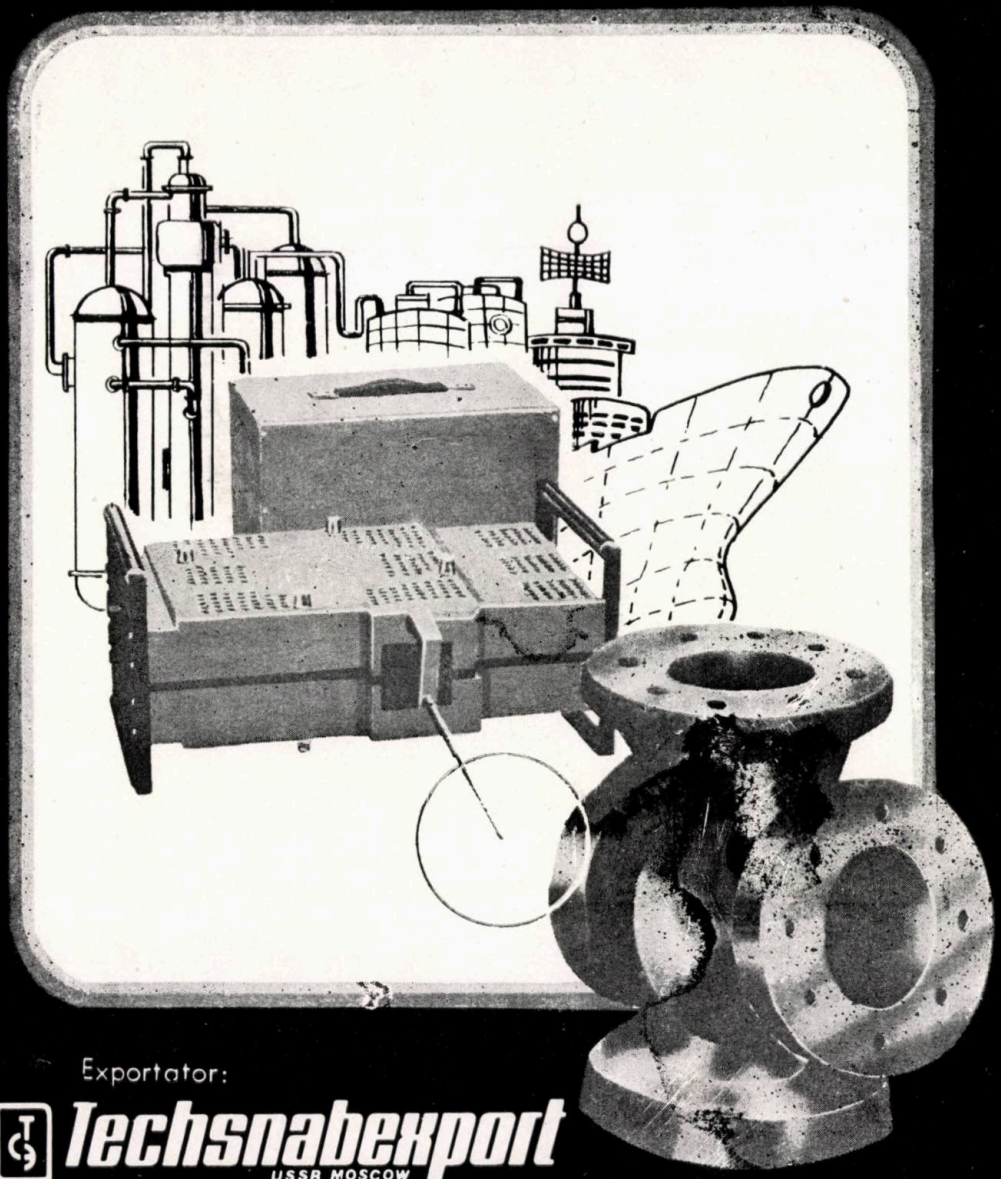
Dezvoltări în siderurgia americană și canadiană — 1984, p.D.1 — Supraîncălzirea fontei din furnal în cuptoare de inducție cu canal, p. 29 — Turnarea continuă orizontală a oțelului inoxidabil la uzina Baltimore a societății Armco, p. 37 — Controlul contaminărilor în sistemele hidraulice și de lubrifiere, p. 45 — Proiect de sistem portabil de software inițiat de asociația AISE — — trecerea în revistă a etapei a doua a proiectului, p. 51

CONTROLUL NEDISTRUCTIV DE SIGURANTA AL PRODUSELOR CU GROSIMEA DE PINA LA 150 mm(din oţel)
prin metoda roentgenografică , cu ajutorul betatronului MIB-4 de dimensiuni reduse

- domeniu larg de utilizare în diferite ramuri ale industriei
- utilizare în condiţii de cîmp
- greutate redusă şi posibilitatea transportului manual

CARACTERISTICI TEHNICE DE BAZA

Energia maximă a electronilor accelerati, MeV	4
Sensibilitatea roentgenografică, %	min 2
Masa emiţătorului de radiaţii, kg	cca 50
Masa totală a betatronului, kg	sub 150



Exportator:

Techsnabexport
USSR MOSCOW

U.R.S.S., 121200 Moskva, Smolenskaia-Sennaia 32/34
Telefon: 244 32 85 ; Telex: 411328 TSE SU

PUBLICOM

1985 OKT 24

E 3280

Kohdszat

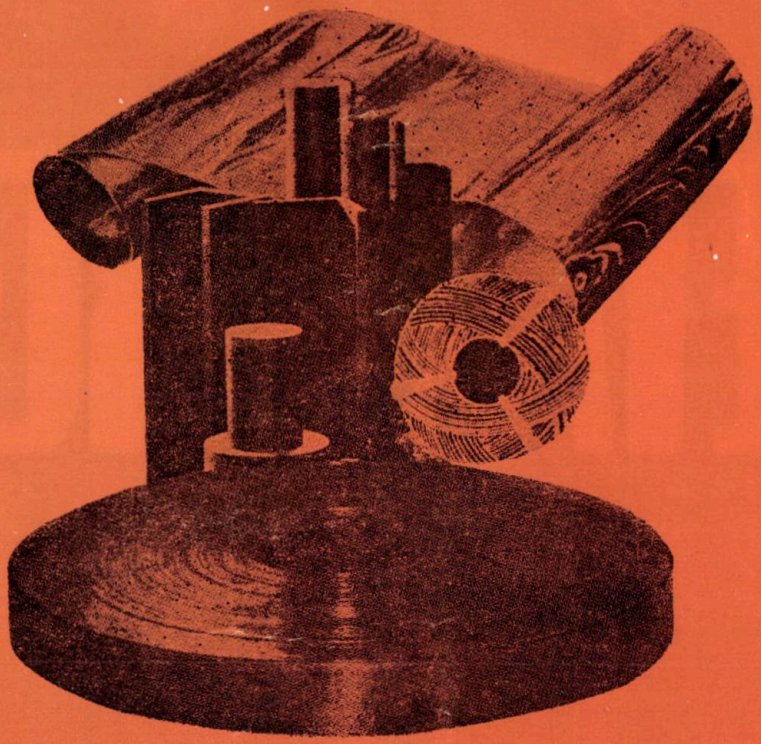
R 1985 NOV 13

METALURGIA

REFERATIVA

9

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 9 • SEPTEMBRIE 1985



METALEXPORTIMPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

OFFERS :

- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy steel
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanized coils
- seamless steel line pipes; casing
- longitudinal welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires, prestressed concrete wires and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy-steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, cold rolled sheets and strips, foils, properzi wires)

„METALEXPORTIMPORT"
Bucharest-Romania 23-25, Mendeleev Street
TELEX: 11515 TELEPHONE 620, 621

METALURGIA

Anul 37 Nr. 9 Septembrie 1985

CUPRINS

LUCRĂRILE PREZENTATE LA SESIUNEA ȘTIINȚIFICĂ „ASIMILAREA DE NOI MATERIALE ÎN INDUSTRIA METALURGICĂ" CARE A AVUT LOC LA 24 OCTOMBRIE 1984 ÎN CADRUL SECȚIEI TEHNICE A ACADEMIEI R.S.R.

Gâdea, Suzana : **O nouă categorie de materiale tehnice : sticlele metalice** 447

Drăgan, Ianeu : **Noi direcții de cercetare în domeniul producerii materialelor metalice** 459

Geru, N. și *Coșmeleață, Georgeta* : **Cercetări privind înlocuirea oțelurilor aliate de îmbunătățire cu conținut ridicat cu crom și nichel cu oțeluri microaliate cu bor, cu titan sau cu bor și titan** 462

Petrescu, N. și *Petrescu, Maria:* **Realizarea de materiale cu structuri predeterminate prin utilizarea proprietăților de transport atomic în topiturile metalice** 467

Mangra, M., Trușculescu, M., Vida-Simiti, I. și *Ioniță, V.* : **Îmbunătățiri tehnologice pe liniile de fabricație a magneților ceramici permanenți** 474

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. și *Cristea, Lidia* : **Cercetări privind modificarea unor aliaje de aluminiu Centru industria aeronautică** 480

Ripoșan, I., Chișamera, M., Sofroni, L. și *Brabie, V.* : **Contribuții la studiul formării structurii fontelor cu grafit vermicular (ecmpact)** 483

Catrinoiu, C. : **Posibilități de fabricație a oțelurilor cu limită de curgere ridicată pentru armarea betoanelor** 491

Alexandru, T. și *Pflanzer, Ed.* : **Cercetări experimentale asupra oțelului ORISF-2 pentru fabricația conectorilor destinați platformelor de foraj marin** 495

Secanu, V. și *Ivănescu, Steliana* : **Cercetări pentru obținerea lingourilor din aliaje pe bază de zirconiu, utilizate în energetica nucleară** 500

Cazimirovici, E., Botoran, P., Stăncescu, E. și *Stoica, M.* : **Contribuții la asimilarea tablelor din aliaje de aluminiu placate, pentru construcții aeronautice** 504

REVISTA REVISTELOR 446, 482, 490, 494, 508

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GÂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Institutiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 1435

CONTENTS

DC : 669—17

Gâdea, Suzana : **A new category of technical material : metal glasses**

Metal glasses or non-crystalline alloys, obtained by liquid state quenching, under the form of products used in industry, is analysed with regard to their properties and possibilities application. The alloy systems in which metal glass is formed are analysed from the point of view of the characteristics of phase equilibrium diagrams and of the position of components in the periodic table of the elements.

The author presents briefly several methods of obtaining metal glass and cooling speeds necessary to liquid metal vitrification.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 447—458

Drăgan, Iancu : **New research trends in the production of metal materials**

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 459—461

DC : 669.781 : 669.295.5

Geru, N. and *Coşmeleaţă, Georgeta* : **Researches on the replacement of heat treatable alloy steel with a high content of chrome and nickel microalloy steels with boron, with titanium or with boron and titanium**

The authors present the researches of the experimental results concerning the ways of replacing heat-treatment steels with a high content of nickel and chrome, to be used in machine building industry, with a more convenient microalloy steel with boron, with titanium or with boron and titanium.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 462—466

DC : 669—17

Petrescu, N. and *Petrescu, Maria* : **Ways of obtaining materials with preselected structures by the use of atomic transport properties of metallic melts**

The authors present several ways of using atomic transport properties in liquid metals and alloys in a series of controlled solidification processes. The experimental data on diffusion and viscosity, obtained by the authors in several liquid metal systems, are applied in processes such as the growth of intermetallic compounds from non-stoichiometric melts, epitaxial growth of intermetallic compounds, directional crystallization of eutetic composite materials with an increased amount of reinforcing phase.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 467—473

DC : 621.318.2

Mangra, M., Truşculescu, M., Vida-Simiti, I. and *Ioniţă, V.* : **Technological improvements of the manufacturing lines for permanent ceramic magnet**

The paper presents the technical and economic effects obtained at an industrial stage as a consequence of the use of certain new types of filtering and fluid elements in the pressing process of permanent ceramic magnets.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 474—479

DC : 669.715 : 623.13

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. and *Cristea, Lidia* : **Researches on the modification of aluminium alloys for the aircraft industry**

The paper presents the experimental results concerning the modification of AlMg5 alloy, used in the aircraft industry, with the AlTi5B1 ternary prealloy.

The authors also study the modification mechanism, highlighting the contribution of $TiAl_3$, TiB_2 and (Al, Ti)B_2 particles as crystallization supports.

The experimental data show that the optimum mechanical properties of AlMg5 alloy are obtained with 0,005—0,06 %Ti and 0,01—0,12 %B.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 480—482

DC : 669.13 : 621.746.6

Ripoşan, I., Chişamera, M., Sofroni, L. and *Brabie, V.* : **Contributions to the study of the formation of vermiculary/compact graphite cast iron structure**

The paper presents the results of the researches concerning the primary structure, the graphitization process and the process of basic metal structure formation in vermiculary/compact graphite cast iron. The authors also analyse the determining factors.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 483—490

DC : 669.14 : 691,87

Catrinoiu, C. : **Ways of manufacturing high yield point steels for concrete reinforcement**

The paper presents several methods of manufacturing 14—28 mm bar periodical profiles with high yield point. The laboratory researches subsequently extended to industrial stage aim at assimilating PC90 and PC100 steel grades in the manufacturing process. At the same time the author analyses the structural state in which these types of steel ensure the minimum values of the mechanical characteristics required.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 491—494

DC : 669.14 : 622.242

Alexandru, T. and *Pflanzer, Ed.* : **Experimental researches on ORISF — 2 steel used for the manufacturing of contactors for off-shore drilling platform**

The paper presents the researches carried out with a view to adopting ORISF—2 steel, for the manufacturing of father and mother contactors for the off-shore platform. Because the location of sulfur segregations — sometimes larger than those accepted by the US conception standard — is disadvantageous in an area of contractors with maximum sollicitation, for the first forging version, the forging technique was completely modified. In the above mentioned areas, fatigue tests have been carried out with a view to ensuring the service reliability of large segregation contactors for future users.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 495—499

DC : 669.296 : 621.039

Secanu, V. and *Ivănescu, Steliana* : **Researches on the manufacturing of zirconium alloy ingots used in nuclear energy industry**

The authors review the zirconium physical and chemical characteristics as well as its alloying behaviour with a view to defining the special conditions required for zirconium alloy melting and casting, used in nuclear energy industry.

The authors present the results of the researches carried out on the basis of vacuum melting-remelting technology in an arc furnace equipped with consumable electrode.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 500—503

DC : 669.718 : 629.13

Cazimirovici, E., Botoran, P., Stănceseu, E. and *Stoica, M.* : **Contributions to the assimilations of plated aluminium alloy sheets for aircraft industry**

The authors present the mechanism of the plating process, on the basis of the fundamental data presented in literature, and establish the technological parameters for the manufacturing of plated aluminium alloy sheets for aircraft industry.

Finally, the experimental researches have lead to the establishment of an original method of manufacturing plated aluminium alloy sheets, thus contributing to the assimilation of this type of plated sheet in Romania.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 504—507

INHALT

DK: 669–17

Gâdea, Suzana: **Eine neue Art technischer Werkstoffe: metallisches Glas**

Die metallischen Gläser oder die amorphen Legierungen, die durch die Härtung im flüssigen Zustand hergestellt und als Produkte in der Industrie angewendet werden, werden aus der Sicht ihrer Eigenschaften und Anwendungsmöglichkeiten besprochen. Die Legierungssysteme, welche die Erzeugung metallischer Gläser zulassen können, werden vom Standpunkt der Eigenschaften der Phasengleichgewichtsdiagramme und der Stellung der Bestandteile in der periodischen Tabelle aus behandelt. Es werden kurz einige Methoden zur Herstellung metallischer Gläser und zur Erhaltung der für die Vitrifikation der Metallschmelzen notwendigen Kühlungsgeschwindigkeiten vorgeführt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 447–458

Drăgan, Iancu: **Neue Forschungstendenzen in der Herstellung der metallischen Werkstoffe**

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 459–461

DK: 669–781: 669.295.5

Geru, N. und *Coşmeleaţă, Georgeta*: **Untersuchungen zur Ersetzung der legierten Vergütungsstähle mit hohem Chrom- und Nickelgehalt mit mikrolegierten Bor- und/oder Titanstählen**

In der vorliegenden Arbeit werden die Untersuchungsergebnisse bezüglich der Ersätzbarkeit einiger Vergütungsstähle mit hohem Ni-und Cr-Gehalt wiedergegeben, die für die Maschinenbauindustrie mit weniger aufwendigen mikrolegierten Bor-und/oder Titanstählen vorgesehen wurden.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 462–466

DK: 669–17

Petrescu, Nicolae und *Petrescu, Maria*: **Herstellung von Werkstoffen mit vorbestimmten Gefügen durch den Einsatz atomarer Transporteigenschaften bei den Metallschmelzen**

Es werden mehrere Anwendungsmöglichkeiten atomarer Transporteigenschaften von Metallschmelzen besprochen, um die kritischen Prozessbedingungen, die in einer Reihe von kontrollierten Erstarrungsverfahren vorhanden sind, zu bestimmen. Die in mehreren Metallschmelzsystemen von den Autoren experimentell erzielten Daten über die Diffusion und Viskosität werden in Prozessen wie das Anwachsen der intermetallischen Verbindungen aus nicht stochiometrischen Schmelzen, das epitaxiale Anwachsen der Verbindungen, die orientierte Kristallisation eutektischer Bestandteile mit einer grösseren Menge der Härtungsphase angewandt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 467–479

DK: 621.318.2

Mangra, M., Truşculescu, M., Vida-Smiti, I. und *Ioniţă, V.*: **Technologische Verbesserungen der Erzeugungslinie der keramischen Dauermagnete**

In der Arbeit werden die betrieblich, ökonomisch-technisch erzielten Auswirkungen vorgestellt, welche durch die Anwendung einiger neuen Arten von Filterungs-und flüssigen Elementen beim Pressen keramischer Dauermagnete erhalten wurden.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 474–479

DK: 669.715: 623.13

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. und *Cristea, Lidia*: **Untersuchungen zur Änderung einiger Aluminiumlegierungen für die Luftfahrtindustrie**

In der Arbeit werden die Versuchsergebnisse bezüglich der Änderung der AlMg5-Legierung mit ternärer $AlTi_5B_1$-Legierung vorgestellt. Diese Aluminiumlegierung ist für die Luftfahrtindustrie vorgesehen.

Zugleich wird das Modifikationsverfahren untersucht und die Rolle der TiAl2-, TiB2,- und (Al, Ti)B2-Partikeln als Kristallisationsstützen hervorgehoben.

Aus den Experimentaldaten erfolgt, dass die optimalen mechanischen Eigenschaften der Al-Mg5-Legierung mit 0,05–0,06 % Ti- und 0,01–0,02 % B- Gehalt erzielt werden.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 480–482

DK: 669.13: 621.746.6

Ripoşan, I., Chişamera, M., Sofroni, L. und *Brabie, V.*: **Beiträge zur Erforschung der Gusseisenbildung mit kompaktem- und Vermikulargefüge**

In der Arbeit werden die Ergebnisse der Untersuchungen aus Rumänien vorgestellt betreffs der Primärstruktur, dem Graphitierung-und dem Bildungsprozess der grundlegenden metallischen Gusseisenstruktur mit kompakten- und Vermikulargraphit. Zugleich werden die Einflussfunktionen analysiert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 483–490

DK: 669.14: 691.87

Catrinoiu, C.: **Möglichkeiten zur Herstellung von Stählen mit hoher Streckgrenze für Bewehrung**

Man behandelt die Verfahrenstechniken betreffs der Stangen mit 14–28 mm Durchmesser der periodischen Profilenpalette mit hoher Streckgrenze. Die später betrieblich erweiterten Laborforschungen zielen auf die Assimilierung der Herstellung von PC 90 und PC 100 Stahlsorten, wobei gleichzeitig der Strukturzustand, in dem diese Stähle die Mindestwerte der geforderten mechanischen Eigenschaften sichern, verfolgt wird.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 491–494

DK: 669.14: 622.242

Alexandru, T. und *Pflanzer, Ed.*: **Experimentalstudien zum ORISF-2-Stahl für die Herstellung von Kupplungen für offshore-Bohrungen**

In der Arbeit werden die für die Assimilierung des ORISF-2-Stahles durchgeführten Studien vorgestellt — von I.M.G.B. entworfen —, die zur Herstellung der Mutter-und Vaterkupplungen der offshore-Bohrungen vorgesehen sind. Da sich die Lagerungsart der Schwefelseigerungen — manchmal grösser als es die US-Normen zulassen — in der Höchstbeanspruchungszone der Kupplungen nachteilig auswirkt, wurde seit der ersten Schmiedevariante das Schmiedeverfahren vollständig verändert. Es wurden Dauefestigkeitsversuche in den erwähnten Zonen durchgeführt, um den Auftraggeber über die Betriebssicherheit einiger Kupplungen mit grösseren Seigerungen zu versichern.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 495–499

DK: 669.296: 621.039

Secanu, V. und *Ivănescu, Steliana*: **Untersuchungen über die Herstellung zirkoniumlegierter Blöcke, eingesetzt in der Kernenergetik**

Es werden die chemisch-physischen Eigenschaften des Zirkoniums, sowie Legierungsverhalten vorgestellt, um die für die Kernenergetik vorgesehenen notwendigen und besonderen Bedingungen beim Schmelzen, bei der Herstellung und beim Giessen der Zr-Legierungen zu bestimmen. Es werden die Ergebnisse der anhand des Vakuum-Schmelzen-Einschmelzen-Verfahrens im Elektrolichtbogenofen mit verbrauchbarer Elektrode, ausgeführten Untersuchungen angegeben.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 500–503

DK: 669.718: 629.13

Cazimirovici, E., Boloran, P., Stăncescu, E. und *Stoica, M.*: **Beiträge zur Assimilation der aluminiumlegierten Verbundbleche für die Luftfahrtindustrie**

In der Arbeit wird der Plattierungsprozess aufgrund einiger theoretischen Grundlagen aus der Fachliteratur vorgestellt und die technologischen Parameter der Erzeugung aluminiumlegierter Verbundbleche aus der Luftfahrtindustrie festgelegt.

Die Experimentaluntersuchungen haben schliesslich zur Aufstellung einer eigenen Technologie zur Erzeugung aluminiumlegierter Verbundbleche aus harten Aluminiumlegierungen geführt, die zur Assimilierung dieser Art von Verbundblechen beigetragen hat.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 504–507

SOMMAIRE

CD : 669—17

Gâdea, Suzana : **Une nouvelle catégorie de matériaux techniques : les verres métalliques**

On analyse les propriétés et les possibilités d'emploi des verres métalliques ou des alliages amorphes, obtenus par trempe à partir de l'état liquide, présentés sous forme de produits utilisés dans l'industrie. Les systèmes d'alliages dans lesquels les verres métalliques peuvent se former sont analysés du point de vue des caractéristiques des diagrammes d'équilibre de phase et de la position des composants dans le tableau périodique. On présente brièvement certaines méthodes d'obtention des verres métalliques et certaines vitesses de refroidissement nécessaires pour la vitrification des coulées métalliques.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 447—458

Drăgan, Iancu: **Nouvelles tendances de recherche dans le domaine de la production des matériaux métalliques**

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 459—461

CD : 669.781 : 669.295.5

Geru, N. et *Coşmeleaţă, Georgeta* : **Recherches sur la substitution des aciers alliés de traitement à teneur élevée en chrome et nickel par des aciers microalliés au bore, au titane, au bore et au titane**

L'ouvrage présente les résultats des recherches expérimentales sur la possibilité de remplacer certains aciers de traitement à teneur élevée en nickel et chrome, destinés à l'industrie de machines-outils, par des aciers plus convenables, microalliés au bore, au titane, au bore et au titane

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 462—466

CD : 669—17

Petrescu, Nicolae et *Petrescu, Maria* : **Réalisation des matériaux à structures prédeterminées par l'utilisation des propriétés de transport atomique des métaux et alliages**

On analyse plusieurs modalités d'emploi des propriétés de transport atomique des métaux et alliages liquides pour déterminer les conditions critiques des processus dans une série de procédés de solidification controlée. Les données expérimentales de diffusion et de viscosité obtenues par les auteurs en plusieurs systèmes d'alliages liquides sont appliquées dans des processus tels que la croissance des composés intermétalliques des bains métalliques nonstoechiométriques, la croissance épitaxiale des composés intermétalliques, la cristallisation dirigée de composites eutectiques à quantité augmentée de phase durcissante.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 467—473

CD : 621.318.2

Mangra, M., Truşculescu, M., Vida-Simiti, I. et *Ioniţă, V.:* **Améliorations technologiques des lignes de fabrication des aimants céramiques permanents**

L'ouvrage présente les effets techniques-économiques obtenus à l'echelle industrielle par l'application de nouveau types d'éléments filtrants et fluides dans le processus de compression des aimants céramiques permanents.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 474—479

CD : 669.715 : 623.13

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. et *Cristea, Lidia:* **Recherches sur la modification de certains alliages à l'aluminium pour l'industrie aéronautique**

L'ouvrage présente les résultats expérimentaux concernant la modification de l'alliage ALMg 5, employé dans l'industrie aéronautique, à l'aide du préalliage ternaire AlTi5TB1.

De même, on étudie le mécanisme de modification, tout en soulignant le rôle des particules de $TiAl_3$, TiB_2 et (Al, Ti)B_2 en tant que supports de crystallisation.

Les données expérimentales ont démontré que les propriétés mécaniques optima de l'alliage AlMg5 sont obtenues pour 0,05—0,06 %Ti et 0,012 %B.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 480—482

CD : 669.13 : 621.746.6

Ripoşan, I., Chişamera, M., Sofroni, L. et *Brabie, V.:* **Contributions à l'étude de la formation de la structure des fontes à graphite vermiculaire/compact**

On présente les résultats des recherches effectuées en R.S.R. concernant la structure primaire, le processus de graphitisation et celui de formation de la structure métallique principale dans les fontes à graphite vermiculaire/compact.

On analyse également les facteurs d'influence.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 482—490

CD : 669.14 : 691.87

Catrinoiu, C.: **Possibilités de fabrication des aciers à limite d'écoulement élevée pour l'armement du béton**

On présente des technologies de fabrication des profiles périodiques en barres de 14 à 28 mm, à limite d'écoulement élevée. Les recherches en laboratoire, continuées à l'echelle industrielle, ont pour but l'assimilation des nuances d'acier PC90 et PC100 et l'analyse de l'état structurel pour lequel ces aciers assurent des valeurs minima imposées aux caractéristiques mécaniques.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 491—494

CD :660.14 :622.242

Alexandru, T. et *Pflanzer, Ed.:* **Recherches expérimentales sur l'acier ORISF-2 destiné à la fabrication des connecteurs pour les platformes de forage marin**

L'article présente les résultats des recherches entreprises pour l'adoption de l'acier ORISF-2 à la fabrication des connecteurs père et mère pour la platforme marine. Etant donné que l'emplacement des ségrégations de souffre, plus grandes parfois que ne l'acceptent les standards de conception US, était défavorable pour la zone de sollicitations maxima des connecteurs, pour la première version de forgeage on a complètement modifié la technique des forgeage. De même, on a effectué des essais de fatigue dans les zones mentionnées afin d'assurer la fiabilité en service des connecteurs à grandes ségrégations.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 495—499

CD : 669.296 : 621.039

Secanu, V. et *Ivănescu, Steliana:* **Recherches pour obtenir des lingots en alliages de zirconium utilisés dans l'énergétique nucléaire**

On passe en revue les propriétés physiques et chimiques du zirconium de même que son comportement dans le processus d'alliage pour déterminer les conditions spéciales imposées à la fusion, à l'élaboration et à la coulée des alliages de zirconium pour l'énergétique nucléaire. On présente les résultats des recherches effectuées par la technologie de fusion-refusion sous vide dans le four électrique à arc à électrode consommable.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 500—502

CD : 669.718 : 629.13

Cazimirovici, E., Boloran, P., Stănescu, E. et *Stoica, M.:* **Contributions à l'assimilation des tôles en alliages d'aluminium plaquées pour les constructions aéronautiques**

L'article présente le mécanisme du processus de placage à partir des bases théoriques présentés dans la littérature de spécialité et établit les paramètres technologiques de la réalisation de tôles en alliage d'aluminium plaquées, pour les constructions aéronautiques.

Les recherches expérimentales ont conduit finalement à la mise en oeuvre d'une technologie des fabrication des tôles en alliages durs d'aluminium plaquées, en contribuant ainsi à l'assimilation de ce type de tôle plaquée.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 504—507

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669–17

Гыдя, Сузана: **Новая категория технических материалов: металлические стёкла**

Металлические стёкла или аморфные сплавы, достигнутые закалкой из жидкого состояния в виде промышленно используемых изделий, расмотрены с точки зрения свойств и возможностей применения. Системы сплавов, в которых могут образоваться металлические стёкла анализированы с точки зрения характеристик диаграмм фазового состояния и положения составляющих в периодической таблице. Коротко представлены некоторые методы получения металлического стёкла и скоростей охлаждения, необходимые остекловыванию металлических расплавов.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 447–458

Дрэган, Янку: **Новые направления исследования в области производства металлических материалов**

Metalurgia 37, (1985), nr. 9, p. 459–461

ДК: 669.781 : 669.259.5

Джеру, Н. и *Кошмеляцэ, Джеорджета:* **Исследования, касающиеся замены улучшаемых, легированных сталей с высоким содержанием хрома и никеля со сталями, микролегированными бором, титаном, бором и титаном**

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований, касающиеся возможности замены некоторых улучшаемых сталей с высоким содержанием никеля и хрома, предназначенных машиностроению, с более выгодными сталями, микролегированными бором, титаном, бором и титаном.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 462–466

ДК: 669–17

Петреску, Николае и *Петреску, Мария:* **Производство материалов с предопределенными структурами применением свойств атомного транспорта в металлических расплавах**

Рассмотрены несколько возможностей применения свойств атомного транспорта в металлических расплавах с целью определения критических условий процесса, существующих в ряде способов контролируемого затвердевания. Экспериментальные данные диффузии и вязкости, достигнутые авторами в нескольких системах металлических расплавов применены в процессах как: рост интерметаллических соединений из нестехиометрических расплавов, эпитаксиальный рост соединений, направленная кристаллизация эвтектических, композитных материалов с повышенным количеством твердеющих фаз.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 467–473

ДК: 621.318.2

Мангра, М., Трушкулеску. М., Вида-Симити, И. и *Ионицэ, В.:* **Технологические усовершенствования в линиях производства постоянных, керамических магнитов**

Работа представляет технико-экономические эффекты, достигнутые на промышленном масштабе применением новых типов фильтрирующих и жидких элементов в процессе прессования постоянных керамических магнитов.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 474–479

ДК: 669.715 : 623 :13

Енчу, М., Молдован, П., Панаит, Н. и *Лидия, Кристя:* **Исследования, касающиеся модификации некоторых алюминиевых сплавов для авиапромышленности**

В работе представлены экспериментальные результаты, касающиеся модификации сплава AlMg5, предназначенного авиапромышленности тройным промежуточным сплавом AlTi5B1.

Рассматривается также механизм модификации, подчёркивая роль частиц $TiAl_3$, TiB_2 и /Al, Ti/B_2 в качестве опор кристаллизации.

Из экспериментальных данных вытекает, что оптимальные, механические свойства сплава AlMg5 достигаются при 0,05 – 0,06% Ti и 0,01 – 0,012%B.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 480–482

ДК: 669.13 : 621.746.6

Рипошан, И., Кишамера, М., Софрони, Л. и *Брабие, В.:* **Вклады на исследование образования структуры чугунов с вермикулярным/плотным графитом**

В работе представлены результаты исследований осуществленных в ССР, касающиеся первичной структуры, процесса графитизации и процесса образования основной металлической структуры при вермикулярных плотных чугунах. Анализированы также и влияющие факторы.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 483–490

ДК: 669.14 : 691.87

Катриною, К.: **Возможности выплавки сталей с повышеным пределом текучести для армирования бетонов**

В работе представлены технологии производства периодических профилей, в прутках 28 мм, с высоким пределом текучести. Лабораторные исследования, осуществляющие сейчас в промышленном масштабе, имеют как цель освоение в производстве стальных марок PC90 и PC100, паралельно преследуя структурное состояние при котором эти стали обеспечивают минимальные, заданные величины механических характеристик.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 491–494

ДК: 669.14:662.242

Александру, Т. и *Пфланцер, Е.:* **Экспериментальные исследования, касающиеся стали ORISF–2 для изготовления соединителей, предназначенных морским буровым платформам**

В работе представлено исследование, выполненное с целью применения стали ORISF-2, к производству соединителей „отец и мать" для морской буровой платформы. Посколько способ расположения сегрегации серы иногда больше, чем допускает норма US, был неблагоприятным в зоне максимального напряжения соединителей, при первом варианте ковки полностью изменился способ ковки и проводились испытания по усталости в указанных зонах, с целью обеспечения потребителя, что касается прочности в эксплуатации соединителей с большими сегрегациями.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 495–499

ДК: 669.296 : 621.039

Секану, В. и *Ивэнеску, Стелиана:* **Исследования, касающиеся получения слиток из сплавов на основе циркония, применяемых в ядерной энергетике**

Представлены физические и химические свойства цикрония, а также и его поведение при легировании с целью определения специальных условий, необходимых при плавлении, выплавке и разливке циркониевых сплавов для ядерной энергетики. Показаны результаты исследований, осуществлённых технологией плавления-переплавки в вакууме в дуговой печи с расходуемым электродом.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 500–503

ДК: 669.718 : 629.13

Казимирович, Е., Боторан, Р., Стэнческу, Е. и *Стойка, М.:* **Вклады в освоение плакированных листов из алюминиевых сплавов для авиационных конструкций**

Работа представляет механизм процесса плакирования, исходя от теоретических основ, встречающихся в литературе по специальности, и устанавливает технологические параметры изготовления плакированных листов из алюминиевых сплавов для авиационных конструкций.

Экспериментальные исследования обеспечили в конце концов установление собственной технологии изготовления плакированных листов из твёрдых алюминиевых сплавов, содействуя к освоению такого сортамента плакированного листа.

Metalurgia 37 (1985), nr. 9, p. 504–507

PROGRAMUL SESIUNII

Referate

Prof. dr. doc. ing. **Suzana Gâdea**
Membru corespondent al Academiei R. S. România
O nouă categorie de materiale tehnice: sticlele metalice

Dr. ing. **Ianeu Drăgan**
Director general al Institutului Central de Cercetări Metalurgice
Noi direcții de cercetare în domeniul producerii materialelor metalice

Ing. **Iustin Dimitriu**
Director general al C.I.M.N.R.
Lărgirea gamei de metale neferoase în R. S. România

Comunicări

N. Geru, Georgeta Coșmeleață
I. P. București
Cercetări privind înlocuirea oțelurilor aliate de îmbunătățire cu conținut ridicat de crom și nichel cu oțeluri microaliate cu bor și titan

N. Petrescu, Maria Petrescu
I. P. București
Realizarea de materiale cu structuri predeterminate prin utilizarea proprietăților de transport atomic din topiturile metalice

T. Alexandru, Ed. Pflanzer
I.M.G.B.
Cercetări experimentale asupra oțelului ORISF-2 pentru fabricația conectorilor destinați platformelor de foraj marin

V. Secanu, Steliana Ivănescu
I.A.M.N.
Cercetări privind obținerea aliajelor pe bază de zirconiu, utilizate în energetica nucleară

Fl. Oprea, D. Taloi, I. Constantin
I. P. București
P. Nicolae, C. Rohr
ICEM
Cercetări privind valorificarea complexă a materialelor recuperabile din carburi metalice sinterizate

M. Ienciu, P. Moldovan, N. Panait, Lidia Cristea
I. P. București
Cercetări privind modificarea unor aliaje de aluminiu pentru industria aeronautică

I. Ripoșan, M. Chișamera, L. Sofroni
I. P. București
Contribuții la studiul și elaborarea fontelor cu grafit vermicular (compact)

D. Cioclov, N. Farbaș, R. Pascu, P. Bozu
I.S.I.M. Timișoara
Rezistența materialelor în mediu de H_2S, o problemă centrală în dezvoltarea tehnologiilor și materialelor de sudare pentru energia nucleară

M. Mangra
Univ. Craiova
M. Truşculescu
I. P. Timișoara
I. Vida-Simiti
I. P. Cluj-Napoca
V. Ioniță
Într. ferite Urziceni
Îmbunătățiri tehnologice pe liniile de producție a magneților permanenți la Întreprinderea de ferite Urziceni

T. Șuteu, C. Popa, M. Chirilă
Comb. chimic Făgăraș
Proprietăți ale tablelor românești placate prin explozie

A. Constantinescu, V. Luca, Ioana Groza, D. Ehrlich
Univ. Brașov

C. Catrinoiu
C. S. Hunedoara
Posibilități de fabricație a oțelurilor cu limită de curgere ridicată pentru armarea betoanelor

C. Cazimirovici
I. P. București
P. Botoran
I.P.C. Slatina
E. Stăncescu, M. Stoica
I.P.A. Slatina
Contribuții la asimilarea tablelor placate din aliaje de aluminiu pentru construcții aeronautice

METALURGIA 9
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Prof. dr. doc. ing. Suzana Gâdea
Membru corespondent al Academiei R.S.R.

O nouă categorie de materiale tehnice: sticlele metalice

CZ : 669—17

Pentru domeniul materialelor metalice, etapa actuală a revoluţiei tehnico-ştiinţifice înseamnă nu numai ameliorarea materialelor clasice prin tehnologii de producere perfecţionate, dar şi obţinerea unor categorii de materiale principial noi, prin aplicarea unor tehnologii revoluţionare. O asemenea categorie de materiale o constituie sticlele metalice.

Sticlele obişnuite, silicatice, cunoscute încă din antichitate, reprezintă materiale care nu au cristalizat cînd topitura lor a fost răcită cu viteze de răcire uzuale, lente. Alte substanţe, cum sînt substanţele organice macromoleculare ale căror molecule tind să polimerizeze, pot fi răcite de asemenea pînă la temperatura ambiantă fără să cristalizeze, constituind sticle organice. În cazul metalelor, suprimarea cristalizării nu a putut fi realizată decît recent, prin aplicarea unor viteze de răcire a topiturilor care depăşesc un milion de grade pe secundă.

Proprietăţi şi aplicaţii ale sticlelor metalice

Producerea sticlelor metalice în condiţii acceptabile industrial şi sub forma unor produse utilizabile tehnic constituie o realizare recentă, care a avut ca rezultat apariţia unei noi clase de materiale inginereşti cu proprietăţi neobişnuite. În esenţă, această clasă de materiale complet nouă — sticlele metalice — îmbină proprietăţile caracteristice metalelor (maleabilitate, conductivitate electrică şi termică, uşurinţă de magnetizare) cu proprietăţile caracteristice sticlelor (duritate şi rezistenţă la coroziune).

De la descoperirea lor, acum aproape 25 de ani, prin lucrările de pionierat ale lui Pol Duwez, sticlele metalice au trecut de la simple curiozităţi de laborator la situaţia de produse tehnice asupra cărora se efectuează astăzi, în toate ţările, un număr impresionant de studii fundamentale şi aplicative.

Spre deosebire de materialele metalice obişnuite cristaline, sticlele metalice sînt materiale amorfe la fel ca şi lichidele, cu o distribuţie aproape întîmplătoare a atomilor. Din această cauză ele nu prezintă caracteristicile structurale obişnuite pentru metalele şi aliajele cristaline, ci sînt materiale omogene atît la scară macroscopică, cît şi la scară microscopică. Deşi ordinea la lungă distanţă specifică cristalinităţii este absentă în sticlele metalice, o ordine la scurtă distanţă de natură topologică şi chimică este prezentă şi în aliajele amorfe. Interacţiunile puternice, exercitate la scurtă distanţă între atomii constitutivi, produc o gamă de proprietăţi şi comportări unice manifestate de sticlele metalice. Absenţa cristalinităţii în sticlele metalice conduce la o asociere de proprietăţi mecanice de ductilitate şi duritate, neîntîlnită în materialele metalice cristaline. Astfel, aliajele fierului produse sub formă de sticlă metalică au rezisenţa la rupere la tracţiune de ordinul 350 daN/mm^2 şi durităţi Vickers de ~ 1 000 daN/mm^2, depăşind cele mai mari valori obţinute în oţeluri. Pentru ilustrare, în tabelul 1 sînt prezentate caracteristicile mecanice de rezistenţă şi temperatura de formare (temperatura de tranziţie vitroasă T_x) pentru cîteva din cele mai importante sticle metalice. Modul de redare al compoziţiei este cel consacrat pentru sticlele metalice, cu indici care reprezintă procente atomice pentru fiecare component. În pofida acestei durităţi extreme, sticlele metalice sînt materiale tenace şi nu fragile, ruperea lor fiind precedată de deformări plastice considerabile ; ele se deformează plastic manifestînd ductilitate sub eforturi de îndoire, forfecare şi compresiune.

Structura omogenă a sticlelor metalice le conferă rezistenţă la coroziune comparabilă cu a platinei şi o rezistenţă la oboseală neîntîlnită în aliajele cristaline.

Sticlele metalice ce conţin metale magnetice ca Fe, Co, Ni, Gd sînt materiale feromagnetice,

Tabelul 1

Proprietățile mecanice ale unor sticle metalice

Aliajul	H, daN/mm²	E, GPa	R_p, GPa	R_m, GPa	d_3, g/cm³	H/R_p	E/R_p	H/3E	T_x, K
$Pt_{60}Ni_{15}P_{25}$	408	96,1	1,18	1,86	15,71	3,4	81	0,014	736
$Pd_{64}Ni_{16}P_{20}$	452	93,5	1,22	1,57	10,1	3,6	76	0,016	638
$Pd_{77,5}Cu_6Si_{17}$	473	90,7	1,47	1,52	10,4	3,2	62	0,017	682
$Pd_{80}Si_{20}$	490	88,0	0,86	1,34	10,3	5,6	102	0,018	667
$Ni_{64}Pd_{16}P_{20}$	541	106,0	1,47	1,77	8,75	3,6	72	0,017	641
$Ni_{80}P_{20}$	590	109,0	—	—	8,0	—	—	0,018	618
$Fe_{60}Ni_{15}P_{16}B_6Al_3$	660	125,0	1,86	2,45	7,22	3,5	67	0,017	610
$Fe_{60}Ni_{20}P_{13}C_7$	660	—	1,56	2,45	—	3,5	—	—	663
$Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$	750	125,0	—	1,62	7,51	—	—	0,020	673
$Fe_{40}Ni_{40}P_{14}Al_6$	750	127,0	2,10	—	7,52	3,5	60	0,019	—
$Fe_{80}P_{20}$	755	130,0	—	—	7,10	—	—	0,019	—
$Fe_{80}P_{13}C_7$	760	122,0	2,30	3,04	—	3,2	53	0,020	693
$Ni_{49}Fe_{29}P_{14}B_6Si_2$	792	132,0	2,35	2,38	7,65	3,3	56	0,020	—
$Fe_{80}P_{16}C_3B_1$	835	135,0	2,44	—	7,30	3,4	55	0,020	—
$Fe_{72}Cr_8P_{13}C_7$	850	—	3,35	3,78	—	2,5	—	—	713
$Ni_{75}B_{17}Si_8$	858	78,0	2,16	2,65	—	3,9	36	0,036	733
$Ni_{36}Fe_{32}Cr_{14}P_{12}B_6$	880	141,0	2,73	—	7,46	3,2	52	0,020	—
$Fe_{78}B_{12}Si_{10}$	910	85,0	2,16	3,3	—	4,1	39	0,034	773
$Co_{75}B_{10}Si_{15}$	943	160,0	—	—	—	—	—	0,019	—
$Fe_{80}B_{20}$	1 100	166,0	3,63	7,4	—	3,0	46	0,022	721
$Fe_{75}B_{25}$	1 314	178,0	—	7,27	—	—	—	0,024	—
$Cu_{57}Zr_{43}$	540	75,0	1,35	1,96	—	3,9	56	0,024	—
$Cu_{50}Zr_{50}$	580	83,5	—	—	7,33	—	—	0,023	756
$Ti_{50}Cu_{50}$	610	96,7	—	—	6,25	—	—	0,021	—
$Ti_{50}B_{40}Zr_{10}$	730	106,0	2,27	—	4,13	3,2	47	0,023	713
$Ni_{50}Nb_{50}$	893	132,0	—	—	—	—	—	0,022	—

cu ușurință de magnetizare comparabilă cu a celor mai bune aliaje clasice de tip permalloy. Absența cristalinității face ca sticlele feromagnetice să fie lipsite de anizotropia magnetocristalină, care conduce la pierderi de energie importante la magnetizarea și demagnetizarea materialelor magnetice clasice.

Aplicațiile industriale actuale și de perspectivă ale sticlelor metalice se bazează pe aceste proprietăți, dar și pe o calitate vitală din punct de vedere tehnologic : sticlele metalice pot fi obținute în mod economic sub formă de sîrmă sau bandă prin răcire ultrarapidă (călire din stare lichidă) într-un mod asemănător în principiu cu producerea firelor și plăcilor de sticlă obișnuită. Evident că acest avantaj tehnologic, care evită procesele consumatoare de timp și energie, prin care se prelucrează prin deformare plastică și tratament termic sîrmele și tablele din materialele metalice uzuale policristaline, a reprezentat factorul care a creat interesul industriei, în paralel cu interesul științei, pentru această nouă clasă de materiale — sticlele metalice.

Din punct de vedere științific fundamental, sticlele metalice sînt materiale ideale pentru studiul proprietăților electronice ale stării metalice. Configurația atomică simplă a sticlelor metalice în comparație cu cea a sticlelor clasice (ce posedă legături interatomice direcționale) facilitează interpretarea și studiul teoretic al structurii și proprietăților de transport de masă în solidele amorfe. Datorită naturii lor vitroase și caracterului metastabil din punct de vedere termodinamic, sticlele metalice manifestă transformări în stare solidă inexistente în materialele obișnuite, dar prezente în sticlele clasice, cum sînt relaxarea structurală, tranziția vitroasă, cristalizarea prin devitrificare.

Deci, se poate afirma că proprietățile deosebite fizice, mecanice și chimice ale sticlelor metalice și modul de asociere neobișnuit al acestora sînt o consecință a caracterului metalic și în același timp al caracterului amorf al acestor materiale.

Astfel, absența cristalinității duce la valori ridicate ale rezistenței la rupere, ușurință de magnetizare, atenuare extrem de redusă a undelor acustice și o rezistivitate electrică apreciabilă. Omogenitatea structurală și compozițională conduce la o mare rezistență la coroziune electrochimică. Solubilitatea reciprocă practic nelimitată a elementelor chimice componente în sticlele metalice, în comparație cu solubilitățile limitate manifestate de majoritatea sistemelor de aliaje cristaline, stă la baza unor proprietăți de transport electronic la temperaturi joase, neîntîlnite în alte clase de materiale.

Caracterul metalic al legăturilor interatomice din sticlele metalice le conferă proprietăți care le diferențiază net de sticlele clasice nemetalice, și anume : ductilitatea, care le asigură posibilitatea de a fi prelucrate prin deformare plastică și o comportare nefragilă la rupere ; conductivitatea electrică și termică ; pro-

prietăţile optice specifice (opacitate şi luciu metalic).

Avînd asemenea proprietăţi interesante, sticlele metalice se conturează ca materiale speciale, cu o varietate de aplicaţii actuale şi de perspectivă.

Cel mai important domeniu de aplicaţie al sticlelor metalice este cel al materialelor magnetice moi. Astfel, sticlele metalice din sistemul Fe—Si—B cu o inducţie la saturaţie Bs ≈ 16 kiloGauss se preconizează a fi folosite ca înlocuitori ai aliajelor cristaline Fe—Si pentru miezul transformatoarelor electrice şi ca înlocuitori ai aliajelor cristaline Ni—Fe de mare permeabilitate magnetică. Absenţa anizotropiei magnetocristaline, asociată cu o energie mică a limitelor între domeniile magnetice şi cu o rezistivitate electrică moderată, fac ca în sticlele metalice deplasarea limitelor între domeniile magnetice să aibă un caracter aproape perfect reversibil, iar pierderile prin curenţi de inducţie turbionari să fie considerabil reduse, mai ales la frecvenţele înalte.

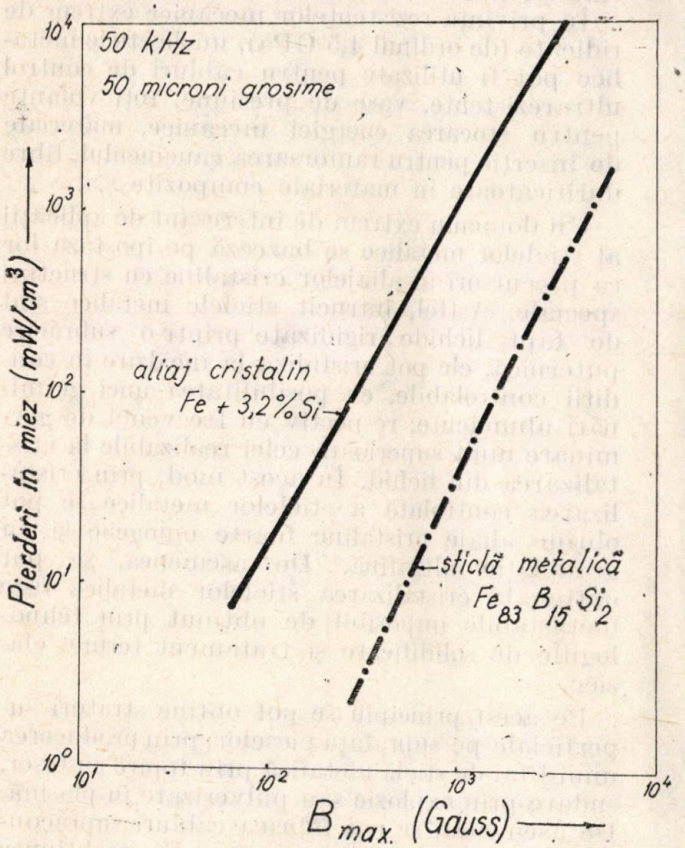


Fig. 1. Valori comparative ale pierderilor magnetice în sticla metalică $Fe_{83}B_{15}Si_2$ şi în oţelul silicios clasic pentru miezul transformatoarelor electrice

În figura 1 sînt prezentate la scară logaritmică pierderile de energie în miezul transformatoarelor electrice pentru sticla metalică $Fe_{83}B_{15}Si_2$ şi pentru oţelurile clasice de transformator. Reducerea pierderilor de energie prin histerezis în transformatoare electrice de putere a fost estimată la 300 mil.$ pe an, numai în Statele Unite. Acest efect economic face ca utilizarea sticlelor metalice ca înlocuitori ai oţelurilor de transformator să reprezinte cea mai importantă aplicaţie tehnică a acestor noi materiale.

În aprecierea perspectivei înlocuirii tablei de transformator din oţeluri clasice cu benzi de sticlă metalică, trebuie avute în vedere nu numai proprietăţile magnetice intrinseci ale materialului, ci şi uşurinţa de fabricaţie sub forma produsului de dimensiunea necesară. Transformatoarele şi motoarele electrice utilizează materialul magnetic sub formă de tablă cu grosime de 0,3 mm, iar echipamentul electronic pretinde benzi magnetice extrem de subţiri, cu grosimi între 25 şi 100 microni. Aceste table şi benzi din aliaje magnetice clasice cristaline (oţeluri Fe—Si pentru electrotehnică, aliaje speciale pe bază de Ni sau Co pentru electronică) se obţin din lingoul turnat printr-o suită complicată de operaţii de laminare cu intercalarea de recoaceri intermediare, proiectate cu grijă pentru controlul texturii cristalografice de care depind proprietăţile magnetice finale. Pe lîngă aceasta, realizarea proprietăţilor optime pretinde utilizarea materialului într-o stare complet detensionată. În contrast cu aceste procedee de fabricaţie costisitoare şi complicate, sticlele metalice se obţin sub formă de folii continue sau benzi magnetice cu lăţimea necesară (~150 mm) prin tehnici simple, direct prin solidificarea ultrarapidă a topiturii.

În privinţa preţului benzilor din sticlă metalică magnetică pentru miezul transformatoarelor electrice, acesta este mărit în special datorită costului feroborului utilizat ca adaos de aliere. Se estimează însă că pînă în 1987 preţul sticlei metalice feromagnetice va scădea pînă la dublul preţului tablei clasice din oţel silicios. Ţinînd însă seamă de faptul că, prin folosirea sticlei metalice, 2/3 din energia pierdută în transformatoarelor de putere din reţeaua de distribuţie ar putea fi economisită, înlocuirea apare justificată chiar în actualele condiţii.

Pe lîngă aplicaţiile în electrotehnică (la transformatoare, motoare şi generatoare electrice), sticlele metalice feromagnetice prezintă interes pentru electronică.

Astfel, sticlele metalice pe bază de Co cu magnetostricţiune nulă posedă o permeabilitate magnetică extrem de ridicată, în special la frecvenţe înalte ($\geq$10 kHz), fiind totodată extrem de dure (duritatea Vickers ~ 800 daN/mm²), şi o bună rezistenţă la coroziune. Ele îşi găsesc aplicaţii ca materiale pentru capul de înregistrare al benzilor magnetice. Datorită combinaţiei între o mare densitate de flux magnetic şi o excelentă rezistenţă la uzură, capetele de înregistrare produse din aceste benzi de sticlă

metalică sînt superioare ca performanțe globale în raport cu capetele confecționate din ferite sau permalloy-uri. În general, sticlele metalice pentru capete de înregistrare au compoziții din sistemul Fe—Si—B cu adaosuri de V, Mo, Mn, Ru sau Al, care reduc magnetostricțiunea fără a altera substanțial magnetizarea la saturație. Compozițiile optime sînt cele cu magnetostricțiune nulă, bogate în cobalt, cu adaosuri de elemente nemetalice B și Si pentru formarea sticlei. Asemenea benzi magnetice se livrează cu lățimea de 15 mm și grosimea de 50 microni, fiind perfect netede pe ambele fețe.

Sticla metalică $Ni_{40}Fe_{40}P_{14}B_6$ este utilizată ca ecran magnetic, avînd o permeabilitate magnetică la fel de ridicată ca a permalloy-ului. În acest scop, benzile înguste de sticlă metalică sînt țesute sau împletite într-o pînză continuă, care poate ajunge la o lățime de 2 m. Principalul avantaj al pînzei fabricate din benzi de sticlă metalică, în raport cu tabla subțire din aliaje feromagnetice policristaline, este că ea poate fi mulată în forma dorită, fără a-i altera capacitatea de ecranare. În contrast cu aceasta, permeabilitatea magnetică maximă a permalloy-ului policristalin este micșorată considerabil la cea mai mică îndoire, așa încît, pentru redobîndirea capacității de ecranare, ecranele de formă complicată trebuie supuse unei recoaceri de detensionare care au dezavantajul de a le altera precizia dimensională.

Sticlele metalice feromagnetice $Fe_{80}P_{13}C_7$ și $Fe_{78}Si_{10}B_{12}$ sînt utilizate pentru filtre acustice și linii de întîrziere acustică controlate magnetic, iar sticla $Ni_{40}F_{40}P_{14}B_6$, pentru traductoare de tensiuni mecanice.

Lista aplicațiilor bazate pe proprietățile magnetice ale sticlelor metalice include, de asemenea, utilizarea acestor noi materiale la transformatoarele electronice de curent, la dispozitivele de alarmă pentru scurgeri de fluide sau pentru depășiri ale curentului electric, la traductori din regim analogic în regim digital, la wattmetre de putere etc.

Un al doilea domeniu de aplicație al sticlelor metalice se bazează pe proprietățile lor chimice deosebite. Marea rezistență la coroziune a sticlelor metalice care conțin Cr și P sugerează o varietate de aplicații în domeniul construcțiilor navale, al echipamentului pentru industria chimică și al instrumentelor biomedicale, ca de exemplu cabluri pentru nave, tuburi torpedo, filtre chimice, vase de reacție, electrozi ș.a.

Spre exemplu, utilizarea ca filtre magnetice a sticlelor metalice pe bază de Fe cu adaosuri de Cr și P, care îmbină o perfectă rezistență la coroziune, o excelentă rezistență mecanică și rezistență la uzură cu proprietăți de material magnetic moale, mărește viteza de colectare a particulelor de magnetită și de hidroxid feric de trei ori în comparație cu un filtru din oțel inoxidabil feritic clasic.

Absența constrîngerilor impuse de echilibrele fazice în stare cristalină permite să se obțină sub formă de sticlă metalică aliaje care, prin tehnologiile clasice, nu pot fi obținute în stare monofazică. Asemenea aliaje în stare de sticlă metalică pot avea proprietăți catalitice deosebit de interesante. Spre exemplu, sticla metalică Pd—Rh catalizează reacția de descompunere a NaCl în NaOH și Cl_2, iar sticlele metalice pe bază de Fe catalizează cu randament mare reacția de sinteză a hidrocarburilor prin hidrogenarea monoxidului de carbon: $4H_2 + 2CO \rightarrow C_2H_4 + 2H_2O$.

O aplicație potențială a sticlelor metalice, de deosebit interes în etapa actuală de căutări de noi combustibili și surse de energie neconvenționale, o constituie posibilitatea lor de a stoca hidrogenul în volumul intern existent în structura lor amorfă.

În privința rezistențelor mecanice extrem de ridicate (de ordinul 4,5 GPa), unele sticle metalice pot fi utilizate pentru cabluri de control ultrarezistente, vase de presiune, roți volante pentru stocarea energiei mecanice, materiale de inserție pentru ranforsarea cauciucului, fibre durificatoare în materiale compozite ș.a.

Un domeniu extrem de interesant de aplicații al sticlelor metalice se bazează pe ipostaza lor ca precursori ai aliajelor cristaline cu structuri speciale. Astfel, întrucît sticlele metalice sînt de fapt lichide rigidizate printr-o subrăcire puternică, ele pot cristaliza la încălzire în condiții controlabile, cu posibilitatea unei germinări abundente, respectiv cu frecvență de germinare mult superioară celei realizabile la cristalizarea din lichid. În acest mod, prin cristalizarea controlată a sticlelor metalice se pot obține aliaje cristaline foarte omogene și cu granulație ultrafină. De asemenea, se pot obține la cristalizarea sticlelor metalice faze metastabile imposibil de obținut prin tehnologiile de solidificare și tratament termic clasice.

Pe acest principiu se pot obține straturi superficiale pe suprafața pieselor, prin producerea unui film de sticlă metalică prin topire cu laser, sudare prin explozie sau pulverizare în plasmă. De asemenea, se pot fabrica cabluri supraconductoare prin cristalizarea unor aliaje obținute inițial ca sticle metalice.

Cea mai avansată aplicație, bazată pe acest principiu, o constituie fabricarea în stare de sticlă metalică a unor benzi utilizate pentru sudare și brazare. Domeniul tehnic cel mai pretențios îl constituie îmbinarea prin brazare a componentelor turbinelor cu gaz. Aliajele de brazare utilizate în acest scop sînt aliaje pe bază de Ni cu adaosuri suficiente de B, Si, C sau P, pentru a cobori punctul de fuziune la ~900—1 100°C. În stare turnată, aceste aliaje conțin

faze secundare fragile în proporţie ridicată şi sub formă de cristale mari, ceea ce le face neprelucrabile prin deformare. Din acest motiv, ele sînt pulverizate mecanic şi aplicate în amestec cu 50% liant organic sub forma unei benzi de transfer. Utilizarea unei asemenea benzi de brazare conduce la îmbinări cu integritate şi rezistenţă variabile, datorită unor pierderi variabile de liant în timpul ciclului de brazare şi variaţiei inevitabile în compoziţia locală a pulberilor utilizate. Aliajele cu aceste compoziţii pot fi însă obţinute ca sticle metalice sub formă de bandă continuă prin călire din stare lichidă. Aceste benzi sînt suficient de ductile pentru a se mula pe conturul pieselor şi pot fi tăiate sau ştanţate la forma dorită pentru a reduce la minimum pierderile de material. Uniformitatea lor de compoziţie duce la o topire uniformă şi la un control mai sigur al penetraţiei aliajului de brazare între piesele care se îmbină; dizolvarea materialului de bază este mai puternică şi alierea prin difuzie cu componenţii aliajului de brazare este mai bine realizată.

Sisteme de aliaje în care se formează sticle metalice; consideraţii termodinamice

Problema teoretică şi practică cea mai importantă în obţinerea sticlelor metalice este aceea de a prevedea în care sisteme de aliaje şi în ce intervale de compoziţii va avea loc vitrificarea, adică suprimarea cristalizării în topiturile metalice răcite în anumite condiţii.

Teoria volumului liber al lichidelor consideră că orice lichid poate fi transformat într-o sticlă (adică într-un solid amorf) dacă viteza de răcire aplicată este destul de mare pentru a subrăci topitura la temperaturi suficient de joase, astfel încît vitezele de difuzie să devină atît de mici, respectiv viscozitatea atît de ridicată, încît formarea germenilor cristalini şi creşterea acestora să nu mai fie posibile.

Din punct de vedere practic interesează doar acele aliaje la care trecerea la starea de sticlă metalică este posibilă la viteze de răcire realizabile experimental în condiţii aplicabile industrial. Din acest punct de vedere, se consideră drept sticle metalice numai aliajele amorfe obţinute prin răcire ultrarapidă din topitură (cu viteze de răcire de ordinul 10^6 K/s). Această restrîngere a noţiunii de sticlă metalică (cu excluderea aliajelor amorfe obţinute prin depunere de vapori, electroliză etc.) este justificată teoretic deoarece, prin definiţie, o sticlă este un solid care nu a cristalizat în cursul răcirii din stare lichidă. Dar raţiunea cea mai importantă de restrîngere a noţiunii de sticlă metalică este de natură practică: aplicarea tehnologică a aliajelor amorfe, bazată pe o îmbinare neobişnuită de proprietăţi specifice metalelor şi de proprietăţi specifice sticlelor, este realizabilă convenabil numai pentru sticlele metalice care se obţin prin răcire ultrarapidă din stare lichidă, prin metode cu o productivitate comparabilă cu cea a producerii sticlelor clasice (oxidice sau organice) şi sub forma unui produs utilizabil practic (fire, fibre, benzi).

În tabelul 2 este prezentată o selecţie reprezentativă a aliajelor care au putut fi vitrificate prin călire din stare lichidă, cu obţinerea unor produse cu grosime > 10 microni.

O clasificare raţională a sistemelor de aliaje în care se formează sticle metalice poate fi făcută pe criteriul poziţiei relative a componenţilor în tabelul periodic al elementelor. O astfel de clasificare este făcută în figura 2, în care aliajele care formează sticle metalice sînt împărţite în trei grupuri.

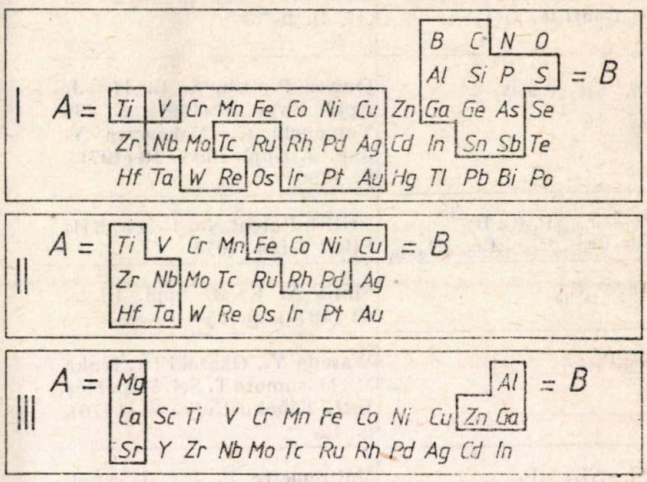


Fig. 2. Gruparea aliajelor vitrificabile după amplasarea componenţilor în tabelul periodic al elementelor:
— gr. *I*, sticle metalice formate între un metal de tranziţie şi un metaloid;
— gr. *II*, sticle metalice între metalele de tranziţie;
— gr. *III*, sticle metalice pe bază de metale simple (netranziţionale)

În figurile 3, 4 şi 5 sînt prezentate diagrame de echilibru fazic, reprezentative pentru fiecare grup, cu indicarea gamei de compoziţii în care se formează sticle metalice:

— *grupul I conţine sticle metalice metal-metaloid* (între un metal de tranziţie şi un metaloid);

— *grupul II conţine sticle metalice intertranziţionale* (între un metal de tranziţie din primele grupe ale tabelului periodic şi un metal de tranziţie din ultimele grupe ale tabelului periodic);

— *grupul III conţine sticle metalice* pe baza unui metal simplu (netranziţional) sau a unui metal din grupa pămînturilor rare.

Fără a intra în consideraţii termodinamice mai aprofundate, se pot face cîteva observaţii generale referitoare la corelaţia dintre tipul diagramelor de echilibru fazic ale sistemelor care formează sticlele metalice şi gruparea acestora în categoriile ilustrate în figurile 2, 3, 4 şi 5.

O primă observaţie o constituie faptul că gama de compoziţii în care se formează sticlele metalice este amplasată într-o regiune a diagramei de echilibru fazic în care faza lichidă este stabilă la temperaturi joase (o regiune în care

Tabelul 2

Sisteme de aliaje (selectate) din care au fost obținute sticle metalice prin răcire ultrarapidă din stare lichidă

Aliajul	Lucrarea de referință
$Au-Si_{18-40}$	Klement W., Duwez P, Nature, 187 (1960), p. 869 Dixmier Y., Guinier A., Mém. Sci. Rev., Met. 64 (1967), p. 53
$Au-Ge_{12,4-17,4}-Si_{8,4-12,3}$	Chen H. S., Turnbull D., Y. Chem. Phys. 48 (1968), p. 2560
$Pd-X_{0-66}Si_{15-22}$ (X = metal nobil, metal de tranziție, Ge)	Chen H. S., Turnbull D., Acta Met. 17 (1969), p. 1012; 22 (1974), p. 897
$Fe-P_{10-16}C_{5-10}$	Duwez P., Lin S. C. H. J. Appl. Phys. 38 (1967), p. 496 Yamauchi K., Nakagawa Y. Jap. J. Appl. Phys. 10 (1971), p. 1730
$Fe-Cr_{0-40}P_{15}(C, B)_5$ $Fe-Cr_{1-10}P_{10-18}Co_{0-7}B_{0-10}$	British Patent No. 1. 505. 841, Filed 3 ian. 1975
$Mn_{75}P_{15}C_{10}$	Sinha A. K. J. Appl. Phys. 42 (1971), p. 338
$Ni_{80}P_{20}$	Waseda Y., Okazaki H., Naka M., Masumoto T. Sci. Rep. Res. Inst. Tôhoku Univ. 26 (1976), p. 12
$Pd-Ni_{13-73}P_{15-20}$	Maitrepierre P. L., J. Appl. Phys. 41 (1970), p. 498
$Pt-Ni_{30-80}P_{25}$	Chen H. S., J. Non-Cryst. Solids 12 (1973), p. 333
$Ni-B_{18,5}$	Takahashi M., Kim C. O., Koshimura M., Suzuki T., Jap. J. Appl. Phys. 17 (1978) p. 741
$Fe-B_{9-20}$	Ray R., Hasegawa R., Chou C. P., Davis L.A. Scripta Met. 11 (1977), p. 973 Fukamichi K., Kikuchi M., Arakawa A. Masumoto T. Solid State Com. 23 (1977), p. 955
$(Fe, Ni, Co)-B_{20}$	O'Handely R. C.
$Fe-X_{0-43}B_{16-18}$ (X = 1 sau mai multe metale de (tranziție) $(Fe, Ni, Cr)-P_{12-14}B_6$	R. Ray, U.S. Patent 4.067.732 ian. 1978 Allied Chemical Alloys: Metglas 2826 și Metglas 2826A
$(Fe, Ni, Co)P_{16}B_6Al_3$	Chen H. S., Gyorgy E. M., Leamy H. J., Sherwood R. C., U. S. Patent nr. 4. 056. 411 nov. 1, 1977
$(Fe, Ni, Co)-Si_{8-10}B_{12-15}$	Masumoto T. Sci. Rep. Res. Inst. Tôhoku Univ. 26 (1977), p. 246

(Continuare tabelul 2)

Aliajul	Lucrarea de referință
$Pt-Sb_{34-36,5}$	Srivastav P. K., Giessen B. C. Grant N. J., Met. Trans. 3, (1972), p. 977
$Be_{30-35}Ti_{0-68}Zr_{0-70}(B, Al)_{0-2}$	Tanner L. E., Ray R., Cline C. F. Allied Chem, Corp, U. S. Patent nr. 4. 050. 931. sept. 27, 1977
$Ti-Ni_{0-50}Si_{0-20}$	Polk D. E., Calka A., Giessen B. C. Acta Met. 26 (1978), p. 1097
$(Fe, Ni)-X_{0-15}Si_{10}B_{12}$ (X = 1 sau mai multe metale refractare) $Ni-Si_{4-18}B_{10-26}$	Donald I. W., Davies H. A., Rapidly Quenched Metals III vol. I, ed. Cantor, Metals Soc., p. 273, 1978
$Nb-Ni_{25-60}$ $Ta-Ni_{25-70}$	Giessen B. C., Madhava M., Polk D. E., Vander Sande T. Mat. Sci. Eug. 23 (1976), p. 145
$(Ta, Nb, W)-Ni_{25-65}(Ti, Zr)_{0-15}Mo-(Cr, Fe, Ni, Al, W)_{28-45}(P, B, C, Si)_{20}$	Ray R., Tanner L. E. Cline C. F. Allied Chem. Corp. U. S. Patent nr. 4. 059. 441, nov. 22, 1977
$(Fe, Ni, Co, Cr)-(B, C, Si, Al)_{15-25}$	Polk D, E., Ray R., Davis L., A. Allied Chem. Corp V. S., Patent nr. 4. 502. 201, oct. 4, 1977
$U-Cr_{0-40}V_{20-40}$	Ray R., Musso E. Allied Chem. Corp. V. S. Patent nr. 3. 981. 722, sept. 21, 1976
$(Nb, Ta)-(Ir, Rh)_{40-50}$ $(Ta, W, Ir)B_{20}$	Fisher M., Polk D. E., Giessen B. C., Proc. Conf. Rapid. Solidification Processing, Reston V. A., S.U.A. nov. 1977
$Cu-Zr_{25-60}$ $Zr-(Co, Ni\ Pd)_{20-40}$	Ray R., Giessen B. C., Grant N. J. Scripta Met. 2 (1968), p. 357
$Mg-Zn_{25-32}$	Calka A., Madhava M., Polk D. E., Giessen B. C. Scripta Met. 11 (1977), p. 65
$La-Au_{18-26}$	Johnson W. L., Poon S. J., Duwez P. Phys. Rev. B. 11 (1975), p. 150
$Zr-Be_{20-40}Nb_{0-15}$	Hasegawa R., Tanner L. E. J. Appl. Phys. 49 (1978), p. 1196
$Hf-Be_{40-60}$	Tanner L. E.
$Ti-Be_{0-37}Si_{0-14}$	Tanner L. E., Scripta Met. 12 (1978)
$Ti_{49}Be_{40}Zr_{10}(V, Cr, Mn, Fe, Co)$	Hasegava R., Tanner L. E. J. Appl. Phys. 48 (1977), p. 3211

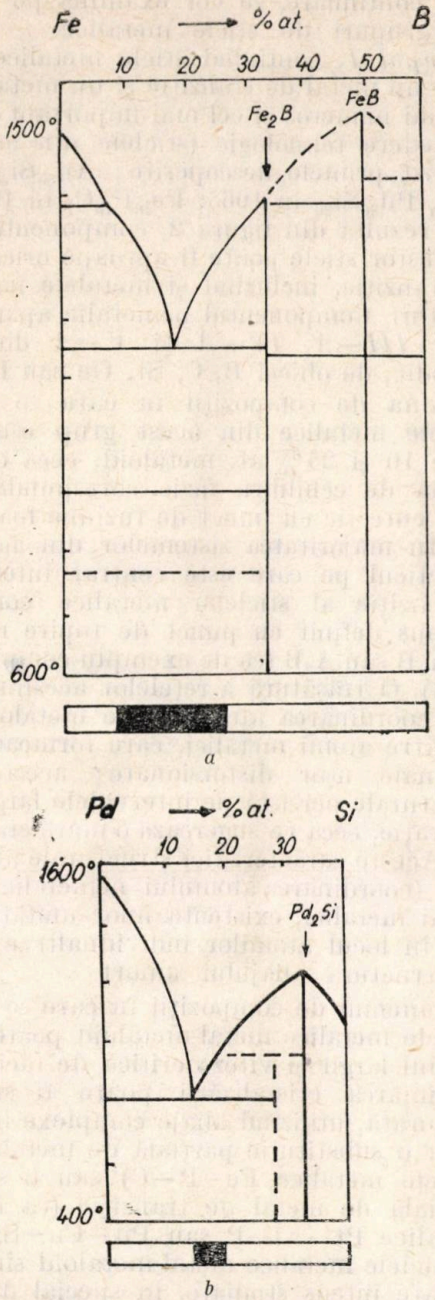


Fig. 3. Diagrame de echilibru fazic ale sistemelor de aliaje în care se formează sticle metalice din grupul *I*

apar eutectice sau compuși ușor fuzibili). Din acest punct de vedere este semnificativă corelația propusă de Cohen și Turnbull în 1961, la numai un an după obținerea de către Pol Duwez a primei sticle metalice prin călirea din stare lichidă a aliajului 80 % Au + 20 %Si. Sugestia făcută de acești autori, potrivit căreia tendința de vitrificare prin suprimarea cristalizării este mare pentru topiturile care corespund unui eutectic ușor fuzibil, a constituit un ghid puternic pentru cercetarea de noi sisteme de aliaje susceptibile de a forma sticle metalice.

O a doua observație se referă la faptul că diagramele de echilibru fazic ale sistemelor de aliaje în care se formează sticle metalice prezintă solubilități foarte reduse sau chiar nule în soluțiile solide terminale, datorită unei entalpii libere pozitive de formare a soluției solide. Pe de altă parte, entalpia liberă de formare a soluției lichide din sistem este negativă, indicînd o stabilitate a topiturii.

O a treia observație se referă la prezența compușilor intermetalici în sistemele de aliaje în care se formează sticle metalice. Această obser-

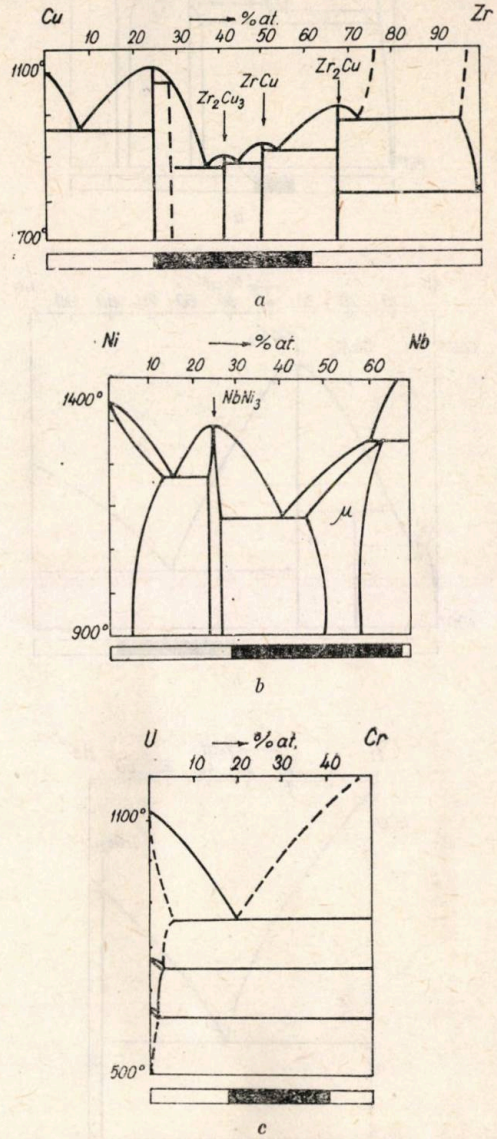


Fig. 4. Diagrame de echilibru fazic ale sistemelor de aliaje în care se formează sticle metalice din grupul *II*

vație este interpretată de Giessen și Wagner, care arată că „formarea fazelor amorfe este favorizată atunci cînd fazele cristaline cu care ele se află în competiție au structuri complexe, cu numere mari de coordinație și cu mai multe amplasări foarte diferite ale atomilor". Aceeași interpretare este dată și de Folk și Giessen, care arată că existența mai multor compuși intermetalici foarte stabili (de obicei cu rețele

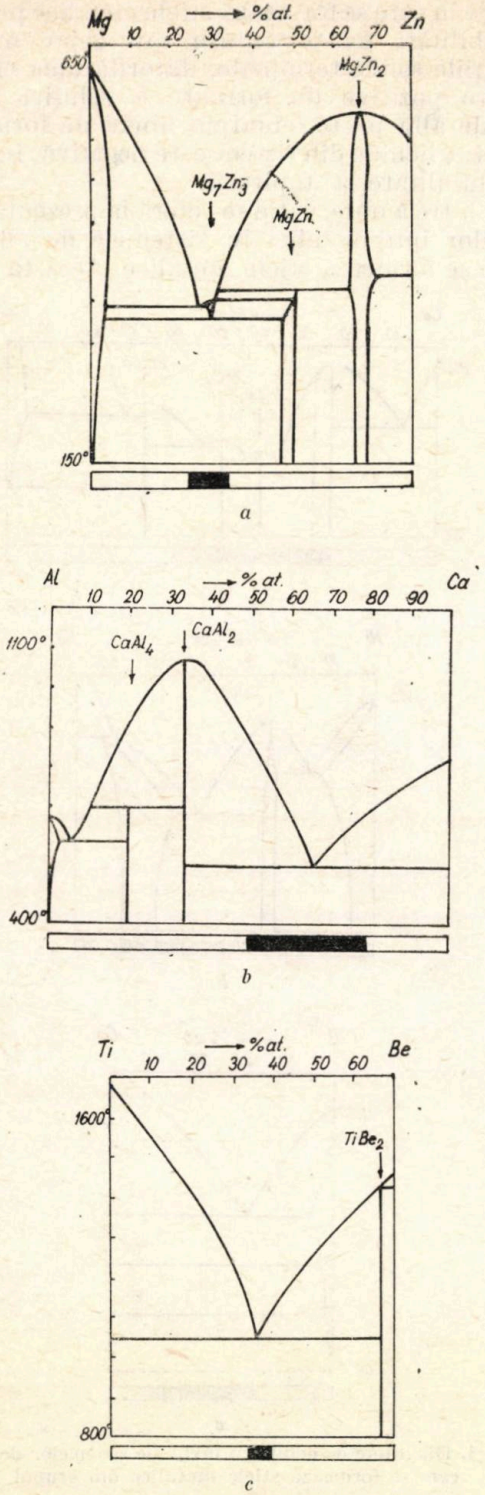


Fig. 5. Diagrame de echilibru fazic ale sistemelor de aliaje în care se formează sticle metalice din grupul *III*

cristaline de mare compactitate într-o anumită regiune de compoziții a diagramei de echilibru fazic) este complementară cu formarea de sticle metalice în partea cealaltă a diagramei de echilibru fazic.

În continuare, se vor examina pe rînd cele trei grupuri de sticle metalice.

Grupul I, conținînd sticle metalice formate dintr-un metal de tranziție și un metaloid, este cel mai numeros și cel mai important din punct de vedere tehnologic (sticlele din acest grup au fost primele descoperite: $Au_{80}Si_{20}$ în anul 1960, $Pd_{80}Si_{20}$ în 1965, $Fe_{80}P_{13}C_7$ în 1967). Așa cum rezultă din figura 2, componentul metalic al acestor sticle poate fi aproape oricare metal de tranziție, incluzînd și metalele nobile (Ag, Au, Cu). Componentul nemetalic aparține grupelor *III—A*, *IV—A* și *V—A* din tabelul periodic, de obicei B, C, Si, Ge sau P.

Gama de compoziții în care se formează sticlele metalice din acest grup este situată între 10 și 25% at. metaloid, ceea ce în diagrama de echilibru fazic corespunde regiunii unui eutectic cu punct de fuziune foarte coborît. În majoritatea sistemelor din acest grup, eutecticul pe care este centrat intervalul de compoziție al sticlelor metalice conține un compus definit cu punct de topire ridicat de tip A_3B sau A_2B (ca de exemplu compușii Fe_3C, Fe_2B). O trăsătură a rețelelor acestor compuși este coordinarea atomului de metaloid numai de către atomi metalici, care formează prisme trigonale ușor distorsionate; aceste unități structurale persistă pe intervalele largi de concentrație, ceea ce sugerează o mare stabilitate a lor. Aceste caracteristici structurale ale compușilor (coordinarea atomului nemetalic de către atomi metalici, existența unor unități structurale în locul atomilor individuali) se mențin și în structura aliajului amorf.

Domeniul de compoziții în care se formează sticlele metalice metal-metaloid poate fi considerabil lărgit și viteza critică de răcire pentru suprimarea cristalizării poate fi substanțial micșorată, utilizînd aliaje complexe în care s-a făcut o substituție parțială de metaloid (ca în sticlele metalice Fe—P—C) sau o substituție parțială de metal de tranziție (ca în sticlele metalice Pt—Ni—P sau Pd—Cu—Si).

Sticlele metalice metal-metaloid sînt în continuare intens studiate, în special din rațiuni practice. Aceste sticle se formează la compoziții ușor fuzibile (temperaturile topiturii între 750 și 1 150°C), în raport cu punctele de topire ale metalelor de tranziție; ele se bazează în numeroase cazuri pe componenți ieftini și au combinații de proprietăți deosebit de importante pentru utilizări tehnice. Mai multe sticle metalice din acest grup, ca de exemplu $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$, $Fe_{80}B_{20}$, $Fe_{80}P_{16}C_3B_1$ și derivatele lor, au fost puse în circulație comercială sub formă de benzi solidificate continuu din topitură. În privința compoziției, aceste sticle metalice pot fi considerate strîns înrudite cu fontele, fiind tot aliaje pe bază de fier și avînd aceleași elemente minoritare ca și fontele (C, Si, P). Chiar limita superioară a conținutului

de metaloid (25 % at.) corespunde cu limita superioară uzuală a diagramei Fe—C (25 % at. C la compoziția Fe_3C a cementitei). Alte sticle metalice, pe bază de Ni sau Cu, pot fi considerate înrudite în privința compoziției cu aliajele de brazare, care și ele conțin adaosuri de 10—20 % at. de metaloid (Si, P ș.a.).

Grupul II conține sticlele metalice intertranziționale, între un metal de tranziție din primele grupe ale tabelului periodic (Y, Ti, Zr, Hf, Nb, Ta) și un metal de tranziție din grupa ultimă (Fe, Co, Ni, Rh, Pd) sau chiar Cu. Fracția atomică este cuprinsă în limitele 0,3—0,65.

Sistemul Zr—Cu (reprezentativ pentru grupa *II*) îmbină valori scăzute pentru temperaturile de topire pe un interval larg de concentrații cu prezența unor compuși intermetalici cu structură complexă, ambele condiții fiind favorizante pentru formarea sticlelor metalice.

Prezența în diagrama de echilibru fazic a compușilor intermetalici topologici, așa-numitele faze Frank-Kasper (faze μ și faze σ) cu structură cristalină complexă, în care se realizează o împachetare densă tetraedrică, este caracteristică pentru toate sistemele de aliaje care aparțin grupului de sticle metalice intertranziționale. În structurile cristaline ale acestor compuși coordinația icosaedrică (număr de coordinație 12) în jurul atomilor mici alternează cu coordinația 14 sau 15 (poliedre Frank-Kasper) în jurul atomilor mari. Raportul razelor atomice ale componenților este $r_A/r_B \leqslant 1{,}15$. Formarea fazelor μ și a fazelor σ pretinde respectarea unei anumite ordini în succesiunea poliedrelor de coordinație (icosaedre și poliedre Frank-Kasper). Respectarea acestei succesiuni pe distanțe relativ mari ($\geqslant 30$ Å) va fi perturbată cu ușurință la mărirea vitezelor de răcire la solidificare, ceea ce defavorizează formarea fazelor de echilibru (μ sau σ) și, implicit, favorizează formarea sticlelor metalice.

Multe din sticlele metalice intertranziționale sînt supraconductoare cu o temperatură de tranziție la starea supraconductoare de ~2—9 K.

Grupul sticlelor metalice intertranziționale poate fi extins prin includerea unor sticle metalice mai recente, în care locul primului metal de tranziție este luat de un metal din grupa lantanidelor (La sau Gd) sau din grupa actinidelor (Th, U, Np sau Pu).

Astfel, aliajele $U—Cr_{0-40}V_{20-40}$, menționate în lista din tabelul 2, au fost obținute ca sticle metalice, deși depresiunea punctului eutectic (în special în sistemul U—V) este destul de puțin accentuată. Obținerea sticlelor metalice chiar în aceste condiții defavorabile indică o tendință intrinsecă a U și, probabil, a altor actinide spre vitrificarea topiturii fără cristalizare, tendință care poate fi corelată cu participarea la legături interatomice a electronilor din substratul cuantic *f*.

Dintre sticlele metalice formatee între lantanide și metale de tranziție, aliajele amorfe Gd—Co prezintă un interes tehnic deosebit ca materiale magnetice pentru dispozitivele de memorie electronică. Compozițiile se axează pe ~80 %Co, cu adaos de 10—20 % at. Mo, pentru modificarea proprietăților magnetice. Temperaturile relativ mari de topire (în raport cu energia de coeziune) fac dificilă însă obținerea acestor aliaje amorfe din topitură.

Grupul III se deosebește de cele precedente prin faptul că nu conține drept component obligatoriu un metal de tranziție sau un metaloid, ci un metal simplu. Metalele simple, care participă la formarea acestui grup de sticle metalice, sînt de obicei din grupa a *II*-A a tabelului periodic (metale alcalino-pămîntoase, ca: Be, Mg, Ca, Sr).

Grupul sticlelor metalice cu metal simplu a debutat cu descoperirea, în 1977, a sticlei metalice $Mg_{70}Zn_{30}$, de compoziție eutectică, și a fost extins prin substituția parțială a Mg prin Ca sau Sr și prin includerea unor alte metale simple în calitate de al doilea component (Cu, Ag, Al, Ga). Grupul a fost, de asemenea, extins prin apariția sticlelor metalice pe bază de Be eu metale de tranziție (Ti, Zr, Hf, Nb), sticla metalică $Be_{40}Zr_{10}Ti_{50}$ fiind astăzi oferită comercial.

Cîteva aliaje de Al axate pe compoziția eutectică pot forma sticle metalice, dar numai în condiții speciale și viteze de răcire extrem de mari ($>10^8$ K/s).

În general, grupul sticlelor metalice cu metal simplu aparține unor sisteme de aliaje caracterizate prin prezența unor compuși intermetalici relativ greu fuzibili de tip AB_2 (faze Laves — $MgZn_2$, $CaMg_2$, $CaAl_2$) sau faze înrudite de tip Frank-Kasper ($CaCu_5$, $BaCd_{11}$, $NaZn_{13}$), în care atomii mici se află în concentrație majoritară. Acești compuși au structuri cristaline foarte complexe, astfel încît unele nici nu au fost rezolvate pînă în prezent. Trăsătura caracteristică a tuturor acestor compuși de mare stabilitate este adoptarea unor structuri de maximă compactitate și a unei coordinații sub forma anumitor tipuri de poliedre. Atomii mai mici majoritari au numere de coordinație 12 (icosaedri în fazele Laves). Prezența frecventă a coordinației icosaedrice este un indiciu al unei posibile ordini la scurtă distanță în structurile amorfe.

Domeniul de compoziții la care se formează sticlele metalice din acest grup este amplasat în zona eutecticului ușor fuzibil la care participă compusul topologic, extinzîndu-se spre zona compusului, la mărirea vitezelor de răcire.

Metode de obținere a sticlelor metalice; considerații cinetice

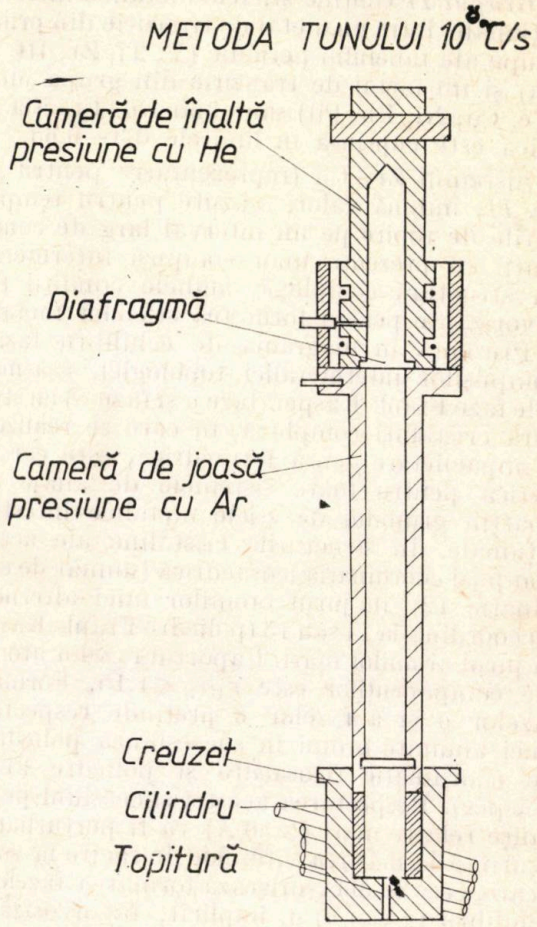
Obținerea în ultimul deceniu a numeroase aliaje în stare amorfă și dezvoltarea teoriei transformărilor fazice la solidificare cu accent asupra tranziției vitroase au impus ideea că aproape toate topiturile metalice ar putea fi trecute în stare de sticlă metalică, dac ăse asigură condiții cinetice ale transformării de fază care să evite cristalizarea. Dacă acest lucru este efectiv posibil, la o viteză de răcire dată, depinde, pe de o parte, de factorii termodinamici care favorizează starea dezordonată (lichidă sau amorfă) în raport cu starea cristalină și, pe de altă parte, de condițiile cinetice care inhibă formarea germenilor pentru structura cristalină.

Din punct de vedere cinetic există diferențe extrem de mari între vitezele de răcire la solidificare, necesare pentru suprimarea cristalizării, și obținerea stării vitroase la diverse categorii de substanțe. Astfel, formarea sticlelor se produce extrem de ușor la răcirea continuă a topiturilor oxidice sau silicatice, care se obțin sub formă de sticlă la viteze normale de răcire ($\sim$1 K/s), așa cum o demonstrează zilnic industria sticlei.

Metalele pure pretind însă viteze de răcire a topiturilor extrem de mari ($\sim 10^{10}$ K/s) pentru a trece în starea de sticle metalice, viteze care se situează la limita posibilităților practice actuale. Alierea corespunzătoare (atît din punct de vedere al naturii, cît și al proporțiilor elementelor de aliere) reduce această viteză critică de răcire pentru suprimarea cristalizării topiturii metalice și promovarea tranziției vitroase pînă la valori de $\sim 10^6$ K/s. Asemenea viteze se obțin curent cu metodele de călire din stare lichidă. În cazuri foarte favorabile, ca de exemplu în sticlele metalice $Pd_{77,5}Cu_6Si_{16,5}$; $Pd_{40}Cu_{30}P_{30}$; $Pt_{56}Ni_{24}P_{20}$, viteza critică pentru vitrificare scade pînă la 10^2 K/s, ceea ce se realizează ușor printr-o simplă călire în apă la secțiuni relativ mari (bare cilindrice cu diametrul 1—3 mm). În general, vitezele critice de vitrificare pentru sticlele metalice binare $\sim 10^6$ K/s) se pot realiza prin metodele specifice de călire din stare lichidă, dar numai sub formă de produse subțiri (benzi sau fibre cu grosime de $\sim$40 microni). Alierea suplimentară mărește tendința de formare a sticlelor metalice și reduce din severitatea condițiilor de răcire pentru vitrificare.

Metodele de fabricație pentru producerea benzilor și sîrmelor de sticlă metalică trebuie să răspundă la două condiții principale. În primul rînd, să asigure o viteză de răcire mai mare decît o viteză critică de călire din stare lichidă, necesară pentru suprimarea cristalizării; evident că aceasta reprezintă condiția necesară pentru formarea sticlei metalice. În al doilea rînd, să asigure un grad de subrăcire pentru aducerea materialului la o temperatură inferioară temperaturii de tranziție vitroasă; aceasta reprezintă condiția pentru ca sticla metalică odată formată să se mențină ca atare, adică să nu se devitrifice prin cristalizare.

Din punct de vedere practic, toate metodele de călire din stare lichidă, care au fost expuse în lucrarea prezentată în cadrul simpozionului de anul trecut, sînt metode utilizabile pentru obținerea sticlelor metalice. Se va menționa pe scurt că asigurarea vitezelor mari de răcire a topiturii și, implicit, a gradelor mari de subrăcire a acestora se bazează în toate aceste metode practice pe un coeficient ridicat de transfer termic la interfața topitură metalică/mediu de răcire și pe o grosime extrem de subțire a secțiunii produsului solidificat. Întrucît fluxul termic transmis unui mediu de răcire solid, cu conductivitate termică mare, este superior celui transmis unor medii de răcire lichide sau gazoase, toate metodele folosesc un suport de răcire metalic pe care topitura metalică se împrăștie într-un strat subțire. O mare varietate de metode bazate pe aceste principii au fost dezvoltate și majoritatea lor constituie procedee de fabricație economice și cu mare productivitate.



SFig. 6. Schița aparatului de călire din stare lichidă prin metoda tunului

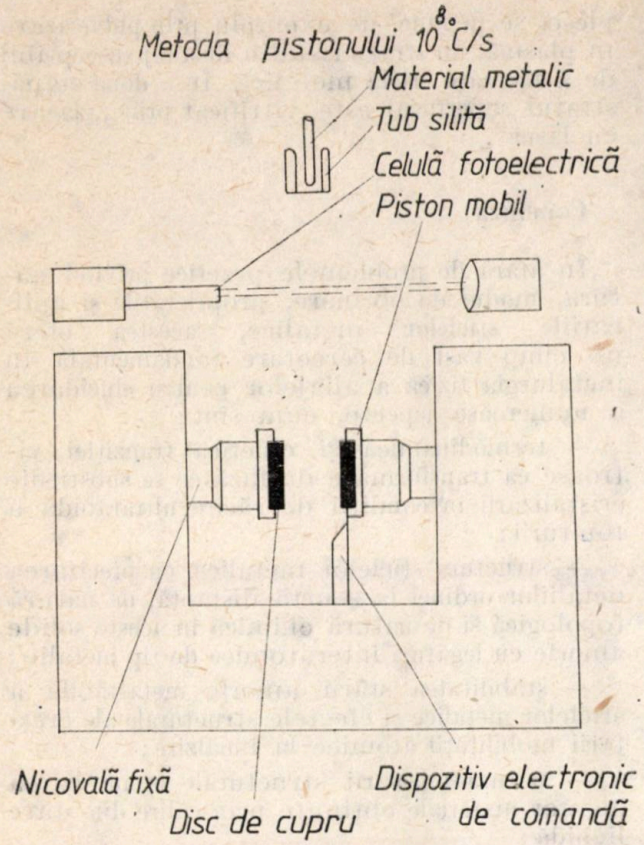


Fig. 7. Reprezentare schematică a metodei piston-nicovală de călire din stare lichidă

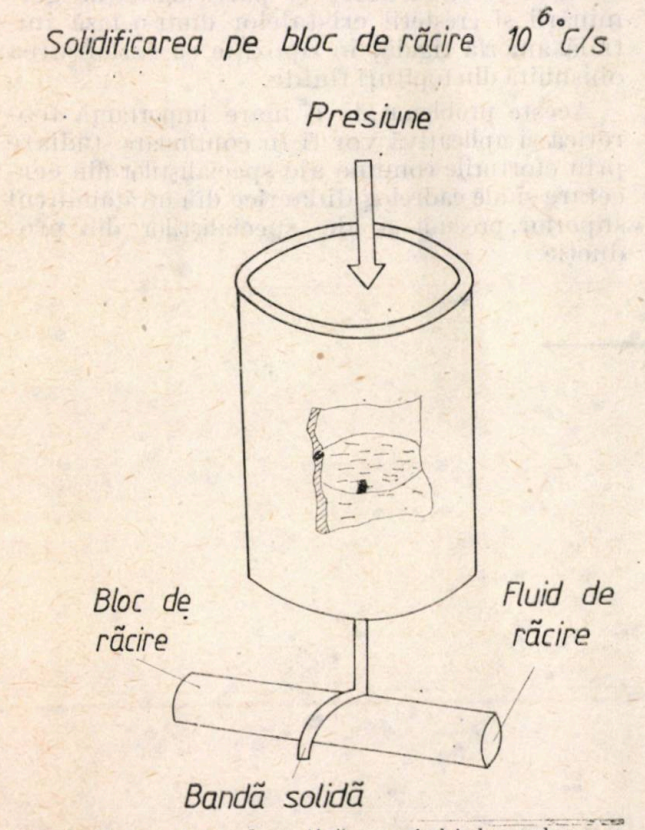


Fig. 8. Reprezentare schematică a metodei de producere a sîrmelor și benzilor prin solidificare ultrarapidă pe bloc de răcire

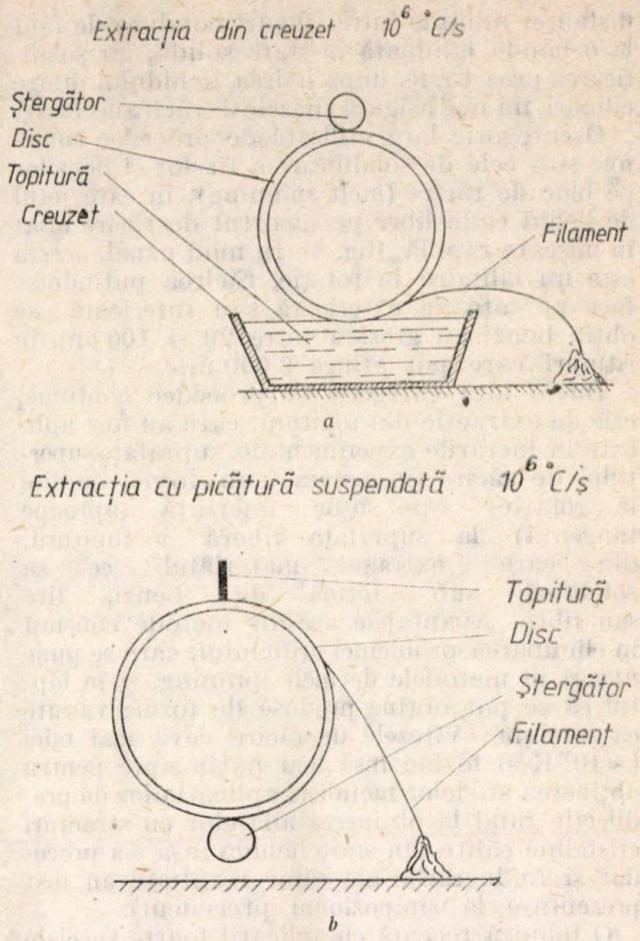


Fig. 9. Reprezentarea schematică a metodei de călire din stare lichidă prin extracție din topitură :
a — varianta cu extracție din creuzet;
b — varianta cu extracție din picătură suspendată

Primele procedee prin care au fost obținute sticlele metalice erau procedee ce asigurau viteze foarte mari de răcire ($\geqslant 10^8$ K/s) și anume tehnica tunului (fig. 6), în care o undă de șoc expulzează printr-o duză picături de metal lichid ce sînt proiectate pe suportul de răcire, și tehnica piston-nicovală (fig. 7), în care picătura topită în arc electric cade liber și este strivită între suporții de răcire ce se deplasează rapid sub comandă electronică.

Caracterul discontinuu, randamentul mic și iregularitatea grosimii produsului obținut prin aceste tehnici le fac inacceptabile ca metode de producție industrială, acest rol revenind unor tehnici mai noi care, deși asigură viteze de răcire mai modeste (de ordinul 10^6 K/s), sînt procedee continue, de mare productivitate și care asigură produse reproductibile ca grosime și proprietăți (benzi și fire).

Primul procedeu continuu aplicat la producerea sticlelor metalice, și anume laminarea verticală a unui jet de lichid în cădere liberă, cu obținerea de benzi sau foi, deși asigură un contact bun pe ambele fețe cu cilindrii de răcire, este greu de ținut sub control. Solidificarea timpurie înainte ca jetul lichid să se afle în poziția

distanței minime între cilindri conduce de fapt la o bandă laminată în stare solidă, iar solidificarea prea tîrzie, după ieșirea lichidului dintre cilindri, nu mai asigură vitezele de răcire necesare.

O categorie larg utilizată de procedee continue sînt cele de solidificare a firelor și benzilor pe bloc de răcire (melt spinning), în care jetul de lichid cade liber pe suportul de răcire aflat în mișcare rapidă (fig. 8). În mod uzual, acesta este un cilindru în rotație, răcirea putîndu-se face pe fața sa exterioară sau interioară; se obțin benzi cu grosime între 20 și 100 μm, în ritmuri care pot atinge 2 000 m/s.

Într-o altă categorie de procedee continue, cele de extracție din topitură, care au fost aplicate în lucrările experimentale, suprafața suportului de răcire (în general sub formă de disc în rotație) este ușor imersată (aproape tangentă) la suprafața liberă a topiturii, din care extrage materialul ce se solidifică sub formă de benzi, fire sau fibre. Avantajele acestor metode constau în eliminarea problemei orificiului, care se pune uneori în metodele de melt-spinning, și în faptul că se pot obține produse de forme variate ca secțiune. Vitezele de răcire ceva mai mici ($\sim 10^5$ K/s) le fac însă mai puțin apte pentru obținerea sticlelor metalice, aplicația lor de predilecție fiind la obținerea aliajelor cu structuri cristaline călite din stare lichidă (așa s-a procedat și în lucrările ale căror rezultate au fost prezentate la simpozionul precedent).

O tehnică recentă cu aplicații foarte speciale este cea de obținere a sticlelor metalice prin „glasare cu laser". Un fascicul laser, aflat în mișcare relativă față de piesă, topește un strat subțire de la suprafața acesteia; fișia topită se solidifică ultrarapid în contact cu restul materialului piesei. În utilizarea sa practică, glasarea cu laser se realizează de obicei ca un proces în două etape: în prima etapă, la suprafața piesei se depune, de exemplu prin pulverizare în plasmă, un strat cristalin de aliaj susceptibil de a forma o sticlă metalică. În a doua etapă, stratul superficial este vitrificat prin „glasare cu laser".

Concluzii

În afară de problemele practice privind natura, modul de obținere, proprietățile și aplicațiile sticlelor metalice, acestea oferă un cîmp vast de cercetare fundamentală în metalurgia fizică a aliajelor pentru elucidarea a numeroase aspecte, cum sînt:

— termodinamica și cinetica tranziției vitroase ca transformare de fază ce se substituie cristalizării în condiții de răcire ultrarapidă a topiturii;

— structura sticlelor metalice, cu precizarea detaliilor ordinei la scurtă distanță, de natură topologică și de natură chimică în aceste solide amorfe cu legături interatomice de tip metalic;

— stabilitatea stării amorfe metastabile a sticlelor metalice și efectele structurale ale creșterii mobilității atomice la încălzire;

— natura relaxării structurale la încălzirea acestor materiale obținute prin călire din stare lichidă;

— devitrificarea prin cristalizare la încălzirea sticlelor metalice și particularitățile germinării și creșterii cristalelor dintr-o fază inițială amorfă rigidă, în opoziție cu cristalizarea obișnuită din topituri fluide.

Aceste probleme de o mare importanță teoretică și aplicativă vor fi în continuare studiate prin eforturile comune ale specialiștilor din cercetare și ale cadrelor didactice din învățămîntul superior, precum și ale specialiștilor din producție.

Dr. ing. Ianeu Drăgan
Director general al Institutului Central
de Cercetări Metalurgice

Noi direcții de cercetare în domeniul producerii materialelor metalice

Institutul de cercetări metalurgice înființat în 1950 ca institut departamental de profil metalurgic și-a dezvoltat activitatea după scheletul și structura fluxului metalurgic, străduindu-se să răspundă permanent la necesitățile ridicate de industria metalurgică. În decursul întregii sale existențe, institutul a cunoscut o dezvoltare continuă, beneficiind de importante investiții pentru dotarea cu utilaje, mașini și aparatură de producție și cercetare.

Această dezvoltare s-a făcut simțită îndeosebi în ultimii 20 ani, ani în care tovarășul secretar general Nicolae Ceaușescu s-a preocupat permanent de creșterea rolului științei și tehnologiei în viața economică și socială a țării, de perfecționarea și modernizarea învățămîntului, în strînsă legătură cu cercetarea științifică și producția de bunuri materiale.

Consolidarea continuă a colectivului Institutului de cercetări metalurgice ca o puternică forță de introducere a progresului tehnic în ramura metalurgică, de stimulare a creativității cadrelor de ingineri, tehnicieni și muncitori din metalurgie a permis ca, în cincinalul 1976—1980, peste 89 % din investițiile prevăzute să se realizeze în concepție proprie, proporția acestora crescînd la peste 95 % din cincinalul actual.

Astfel, au fost realizate în concepție proprie o serie de noi obiective ale metalurgiei, care au intrat în funcțiune, din care se amintesc: secția de tablă groasă din oțeluri inoxidabile și refractare de la Combinatul siderurgic — Galați; laminorul de oțeluri aliate pentru semifabricate de la Uzina de oțeluri aliate — Tîrgoviște; laminorul de profile mici și mijlocii din oțeluri aliate și speciale de la Uzina de oțeluri aliate — Tîrgoviște; secția de fabricație a materialului tubular pentru forajul de mare adîncime de la Întreprinderea de țevi „Republica"; secția de fabricație a materialului tubular pentru forajul de mare adîncime de la Întreprinderea de țevi — Roman.

Valorificarea în producție a rezultatelor obținute în activitatea de cercetare a permis realizarea unor produse noi din oțeluri și aliaje neferoase cum sînt: table pentru cazane și recipienți sub presiune; table laminate la rece destinate producției de caroserii; benzi pentru țevi sudate longitudinal și elicoidal; tablă inoxidabilă la cald și la rece; țevi pentru industria energetică și cazane; țevi inoxidabile pentru industria chimică; produse tubulare pentru forajul de mare adîncime; feroaliaje (Fe—Si, Fe—Mn, Si—Mn); laminate din oțeluri de scule; sîrme din aliaje rezistive; produse extrudate din aliaje de aluminiu pentru industria aeronautică; table din aliaje de aluminiu pentru industria navală și altele.

ICEM beneficiază astăzi de o bază de producție proprie în care s-au realizat, în anul 1983 și în primele 8 luni din anul 1984, peste 8000 t de materiale cu caracteristici superioare pentru industriile de vîrf. Astfel, pentru programele speciale în derulare s-au realizat blocuri și bare forjate din oțeluri și aliaje extrapure precum și produse plate, tubulare și sîrme calibrate, inclusiv din cele 14 mărci noi de oțeluri pentru electrozi și sîrmă de sudură din programul SAOZ și cele 15 noi mărci de oțeluri pentru electrozi din programul CNE, în colaborare cu Combinatul metalurgic — Cîmpia Turzii, Întreprinderea de mașini grele — București, Griviția Roșie și alți beneficiari. Au fost asimilate o serie de profile speciale obținute prin extrudare, ca de exemplu glisiere pentru lifturi de mare viteză, profile pentru balamale OLTCIT, iar, în colaborare cu I.T. Republica, țevi din aliaje de tip speciale pentru bujii Diesel, țevi cu aripioare pentru energetică etc. De asemenea, a fost realizată o gamă largă de produse din ceramică tehnică, destinate reducerii importurilor, materiale compozite stratificate pentru producția specială.

La fabricarea electrozilor siderurgici, cercetarea științifică din metalurgie și sectoarele de profil din Institutul Central de Chimie au acționat pentru implementarea unor tehnologii noi de fabricație care au urmărit reducerea consumurilor specifice și energetice în fabricarea electrozilor, în paralel cu creșterea de ansamblu a calității acestora. Rezultatele industriale obținute au confirmat că linia abordată este corectă, electrozii siderurgici obținuți fiind de calitate mult îmbunătățită, reducîndu-se astfel consumul specific din oțelării. Este necesar ca în continuare să se acționeze pentru asigurarea constanței acestei tehnologii prin asigurarea rețetei de fabricație, domeniu pentru care participarea specialiștilor din M.I.Ch. este determinantă. Se consideră astfel că urmărirea asigurării cu cocs acicular din producția internă, în paralel cu respectarea riguroasă a disciplinei tehnologice, vor constitui verigi eficiente și sigure pentru saltul calitativ al producției de la I.P.C. Slatina.

În domeniul elaborării oțelului, paralel cu dezvoltarea capacității de producție în conver-

tizoare cu oxigen și reducerea cotei de oțel Martin, se remarcă preocuparea de atingere a unor indicatori tehnico-economici ridicați în toate fazele procesului tehnologic de elaborare. Astfel, se acționează pentru creșterea cotei de fier vechi utilizat în încărcătura convertizoarelor, pe seama acestor lucrări fiind acum industrializate o serie de tehnologii și agregate specifice. Alături de soluțiile clasice de preîncălzire a fierului vechi, de postcombustie în incinta convertizorului sau de supraîncălzirea „electrică" a fontei, par a fi interesante, mai ales pentru anumite perspective pe care le pot deschide, soluțiile referitoare la insuflarea de cărbune. În acest sens, s-a pus la punct un program strîns, împreună cu C. S. Galați și IPROMET.

De asemenea, trebuie menționat faptul că, în perioada care a trecut, a fost posibil ca prin efortul cumulat al specialiștilor din cercetare-producție-proiectare să se industrializeze procedeele moderne de elaborare a oțelului inoxidabil cu carbon scăzut prin tehnica insuflării combinate de oxigen-argon la C.S. Galați și, respectiv, prin tehnica vidului la C.S. Hunedoara. Rezultatele obținute, atît în ceea ce privește stabilitatea proceselor metalurgice, calitatea producției realizate, cît și în ceea ce privește indicatorii tehnico-economici realizați, atestă eficiența soluțiilor respective.

În cadrul acțiunii de diversificare a producției siderurgice, rezultate deosebite au fost obținute pe fluxurile existente de fabricație în obținerea de produse plate și profilate din oțeluri sudabile cu caracteristici de rezistență și tenacitate superioare, oțeluri pentru tratament termic, oțeluri aliate termorezistente, oțeluri inoxidabile și refractare. De asemenea, au fost realizate blocuri și produse laminate din oțeluri aliate și înalt aliate de scule, o gamă variată de produse din oțeluri rezistive aliate cu crom și aluminiu, precum și din aliaje pe bază de nichel de tip Invar și Permalloy. Aceste lucrări au fost posibile datorită sprijinului efectiv primit din partea specialiștilor de la C.S. Galați, C.S. Hunedoara ,C.S. Reșița, C.O.S.T., C.M.C.T, I. Oțelul Roșu și alte unități cu tradiție în producția siderurgică din R.S.R.

De asemenea, rezultate bune au fost obținute în colaborarea cu Combinatul de oțeluri speciale—Tîrgoviște în realizarea unor oțeluri pentru șuruburi de înaltă rezistență și a oțelurilor pentru supape.

Probleme metalurgice deosebite ridică fabricarea benzilor din oțeluri electrotehnice și în special a celor de transformator. Împreună cu specialiștii de la C. S. Galați și C.O.S. Tîrgoviște, au fost obținute rezultate promițătoare care atestă că linia tehnologică adoptată este corectă, fiind necesară în continuare intensificarea ritmurilor de realizare a programelor și măsurilor stabilite.

În cadrul programelor de asigurare cu materiale indigene a construcției de centrale electrice, precum și a celor pentru aeronautică, electrotehnică și electronică, cercetătorii împreună cu specialiștii din combinatele și uzinele metalurgice au de rezolvat o multitudine de aspecte tehnologice, care impun existența unei colaborări permanente între producător și beneficiar. Derularea acestor programe, sub coordonarea Consiliului Național pentru Știință și Tehnologie, va asigura cadrul optim necesar rezolvării operative a obiectivelor propuse.

Un rol deosebit va reveni în continuare îmbunătățirii structurii de producție. După rezultatele bune obținute în urma tipizării produselor siderurgice, prin care au fost reduse cu peste 50 % sortotipodimensiunile existente de produse din oțel, este necesar să se acționeze în continuare pentru reducerea consumului de oțeluri aliate cu elemente de aliere deficitare.

La baza activității privind economisirea energiei și combustibilului a stat un program de recuperare a resurselor energetice valorificabile, care a fost demarat cu analize pentru fiecare platformă siderurgică în vederea optimizării distribuției combustibilului și energiei.

Astfel, s-a urmărit captarea și valorificarea optimă a gazelor secundare combustibile, rezultate la producerea fontei în furnale și la cocsificarea cărbunilor.

Pentru valorificarea superioară a combustibililor, s-au prevăzut instalații pentru introducerea gazului de furnal și a gazului de cocs la aglomerare, oțelării, laminoare, pentru disponibilizarea unor cantități de gaz metan sau pentru creșterea gradului de integrare energetică a întreprinderilor siderurgice.

Gazele combustibile și căldura fizică a acestora au fost recuperate și au fost utilizate în scopuri tehnologice prin combustia acestora în cazane de tip special pentru producerea aburului energetic și energiei electrice.

Aceste activități vor trebui adîncite și diversificate pentru asigurarea obiectivului prioritar trasat industriei metalurgice de către conducerea de partid și de stat, acela de asigurare a independenței energetice a R.S.R. pînă la sfîrșitul acestui deceniu.

În domeniul produselor refractare au fost definitivate tehnologiile de obținere a maselotierelor exoterme pentru mașina de forjat radial, tehnologiile de producere a maselor dolomitice și magnezio-dolomitice pentru convertizoare și a spinelului magnezian pentru ștamparea cuptoarelor cu inducție și pentru produsele speciale spinelice destinate utilajelor pentru degazarea în vid a oțelului și altele.

Este necesar ca, în continuare, cercetarea să contribuie la extinderea bazei de materii prime ale metalurgiei și industriilor conexe, sporind concomitent gradul de valorificare atît a mate-

riilor prime din R.S.R., cît și a celor aduse din import. Se va căuta ca prin aplicarea efectivă și rapidă a lucrărilor de cercetare în industrie să se asigure, împreună cu colectivele din combinate și uzine metalurgice, ridicarea nivelului tehnic și calitativ al produselor, reducerea consumurilor, mai ales a celor de energie și de materiale, precum și extinderea utilizării resurselor refolosibile.

În activitatea de microproducție va trebui să se acționeze pentru creșterea capacității de producție a oțelurilor extrapure pentru aviație, centrale nucleare, aliaje rezistive etc., precum și asigurarea economiei cu produse necesare în cantități mici.

Obiectivele de CS—DT—IPT cuprinse în plan pe perioada 1986 — 1990 derivă din Directivele Congresului al XIII-lea al partidului, din ultimele documente de partid și orientările date de tovarășul Nicolae Ceaușescu, secretar general al Partidului Comunist Român, precum și din indicațiile tovarășei academician doctor inginer Elena Ceaușescu, prim viceprim-ministru al guvernului, președintele Consiliului Național pentru Știință și Tehnologie.

În plan sînt cuprinse o serie de obiective axate pe dezvoltarea bazei de materii prime și materiale, pe îmbunătățirea nivelului tehnic și calitativ al produselor, pe reducerea consumurilor de materii prime, de combustibil și de energie, pe creșterea mai accentuată a productivității muncii, pe participarea R.S.R. în condiții de eficiență sporită la diviziunea internațională a muncii, pe efectuarea de cercetări fundamentale pentru asigurarea unor soluții tehnologice necesare etapelor viitoare ale dezvoltării economiei naționale, pe realizarea de cooperări tehnico-științifice cu alte țări și altele.

Pentru dezvoltarea bazei de materii prime, sînt prevăzute tehnologii vizînd în principal dezvoltarea producției de cocs, cărbunoase și subprodusele acestora, valorificarea în condiții economice a zăcămintelor de minereuri de fier și mangan din R.S.R. cu conținuturi reduse de metale, creșterea producției materialelor refractare, concomitent cu ridicarea calității acestora.

Referitor la îmbunătățirea nivelului tehnic și calitativ al produselor, ICEM se preocupă de elaborarea oțelurilor în convertizor prin insuflarea combinată a oxigenului, implementarea tehnicii vidului, insuflarea cu pulberi desulfurante și dezoxidante în oțelul lichid. De asemenea, se acordă o deosebită atenție perfecționării tehnologiilor de extrudare și laminare a țevilor și profilelor fine sau fasonate din oțeluri și aliaje speciale, a sîrmelor și benzilor. Prin implementarea tehnologiilor deja create, se prevede de asemenea economisirea unei impresionante cantități de combustibil convențional pe economie, venind astfel în întîmpinarea măsurilor de reducere a consumurilor energetice și de combustibil pe plan național.

În domeniul creșterii productivității muncii, se prevăd mai multe obiective de cercetare. În principal va continua dezvoltarea procedeelor de tratare a fontei în afara furnalului, în scopul diminuării conținutului de fosfor, sulf, mangan, siliciu, cu efecte însemnate în ceea ce privește creșterea randamentelor căptușelilor refractare.

Specialiștii din ICEM își propun să aplice tehnologii cu eficiență tehnică avansată, cu consumuri minime și productivități maxime, cum ar fi extinderea turnării continue, elaborarea oțelurilor prin procedee neconvenționale, implementarea tehnicilor de calcul electronic în toate fazele principale ale proceselor de producție și altele.

În cursul anilor viitori, în industria metalurgică se va pune un accent deosebit pe realizarea unor produse noi, de mare eficiență, cu grad avansat de prelucrare, care să contribuie la eliminarea importurilor și sporirea exporturilor de materiale și utilaje cu performanțe ridicate. Printre altele se prevede realizarea de noi tipuri de table groase din oțeluri sudabile de construcție cu limită de curgere ridicată, diferite tipuri de benzi din oțeluri de scule sau aliaje speciale pentru industria electrotehnică și electronică, noi sortimente de oțeluri pentru energetică, chimie, foraj în medii corosive, transport feroviar cu viteze sporite, noi tipuri de cazane, țevi de rulmenți, bare și țevi din aliaje de titan și zirconiu, sortimente speciale de feroaliaje, noi tipuri de electrozi, produse refractare legate chimic și multe altele.

În ceea ce privește intensificarea cooperării tehnico-științifice cu alte țări, programul are în vedere probleme a căror rezolvare impune cooperarea și cu alte unități din străinătate, în domeniile lărgirii bazei de materii prime, reducerii consumurilor materiale și energetice, tehnologiilor continue de perspectivă, posibilităților sporite de investigație de noi materiale, conducerii automatizate a proceselor siderurgice etc.

Colectivul Institutului de cercetări metalurgice este hotărît să contribuie și în viitor, prin întreaga activitate, în spiritul sarcinilor trasate de conducerea de partid și de stat, personal de tovarășul Nicolae Ceaușescu, la dezvoltarea în continuare sub toate aspectele a industriei metalurgice românești.

Cercetări privind înlocuirea oţelurilor aliate de îmbunătăţire cu conţinut ridicat de crom şi nichel cu oţeluri microaliate cu bor, cu titan sau cu bor şi titan

Prof. dr. ing. N. Geru
şi ing. Georgeta Coşmeleaţă
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ : 669.781 : 669.295.5

Principalele coordonate ale producţiei şi dezvoltării industriei metalurgice în actualul cincinal şi în perioadele următoare sînt date de :

— necesitatea acoperirii integrale a consumului de metal în condiţiile diversificării şi dezvoltării industriilor consumatoare de oţel din economie ;

— crearea în perioada 1980—1990 a principalelor baze ale unei industrii metalurgice capabile să asigure, prin realizarea unor programe speciale, diversificarea calitativă şi sortimentală cerută ;

— încordarea şi agravarea situaţiei pieţei internaţionale a energiei, a materiilor prime pentru siderurgie şi a produselor siderurgice în ansamblu.

În aceste condiţii, apare necesar şi justificat ca efortul de investiţii şi activitatea de cercetare şi proiectare tehnologică să fie orientate şi spre stabilirea posibilităţilor de înlocuire a oţelurilor pentru construcţia de maşini (de îmbunătăţire şi de cementare), cu conţinut ridicat în elemente de aliere scumpe şi deficitare (Ni, Cr, Mo etc.) al căror preţ este în continuă creştere.

În această lucrare se prezintă unele rezultate ale cercetărilor experimentale privind înlocuirea oţelurilor aliate de îmbunătăţire cu conţinut ridicat în nichel şi crom (41CrNi12 şi 34MoCrNi15) destinate construcţiei de maşini, cu oţeluri microaliate cu bor, cu titan sau cu bor şi titan, cu conţinut scăzut în elemente de aliere deficitare.

Este necesar să se menţioneze că, deşi au trecut mai mult de două decenii de la începuturile utilizării oţelurilor cu bor, totuşi, datorită rezultatelor uneori contradictorii ale diferiţilor cercetători, precum şi din cauza complexităţii problemei, cercetările pe plan mondial continuă şi în prezent.

Cercetările au fost efectuate comparativ pe şarje provenite din oţelurile de referinţă (41CrNi12 şi 34MoCrNi15) şi pe oţelurile microaliate, a căror compoziţie este indicată în tabelul 1. Şarjele au fost elaborate într-un cuptor de inducţie cu capacitatea de 50 kg, turnate în lingouri cu secţiunea pătrată de 75 × 75 mm, apoi forjate în bare rotunde de Ø 32 mm şi Ø 15 mm.

Obiectivele principale ale cercetărilor prezentate în această lucrare au fost : studierea carac-

Compoziţia chimică *Tabelul 1*

Simbolul şarjei	Tipul de oţel	Compoziţia chimică, %									
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	B	Ti
2	C+Cr+B	0,42	0,63	0,17	0,014	0,021	0,54	—	—	0,003	—
3	C+Cr+Ti	0,41	0,70	0,35	0,017	0,02	0,56	—	—	—	0,04
4	C+Cr+B+Ti	0,38	0,59	0,19	0,010	0,017	0,50	—	—	0,003	0,04
6	C+Cr+Ni+Mo+B	0,39	0,57	0,19	0,02	0,010	0,48	0,45	0,11	0,003	—
7	C+Cr+Ni+Mo+Ti	0,38	0,57	0,29	0,015	0,015	0,48	0,50	0,13	—	0,04
8	C+Cr+Ni+Mo+B+Ti	0,38	0,65	0,25	0,017	0,012	0,53	0,54	0,13	0,003	0,05
9	41CrNi12	0,41	0,70	0,240	0,016	0,02	0,70	1,36	—	—	—
10	34MoCrNi15	0,38	0,70	0,30	0,020	0,020	1,50	1,65	0,30	—	—

Tabelul 2

Valorile diametrelor critice la călire în apă (D_{Ca}) și în ulei (D_{Cu}) și ale vitezei critice de călire (V_{Cr})

Simbolul șarjei și tipul de oțel	D_{Ca}, mm	D_{Cu}, mm	V_{Cr}, °C/S
2 (C+Cr+B)	47	32	94
3 (C+Cr+Ti)	42	28	99
4 (C+Cr+B+Ti)	49	33	91
6 (C+Cr+Ni+Mo+B)	62	38	74
7 (C+Cr+Ni+Mo+Ti)	60	36	79
8(C+Cr+Ni+Mo+B+Ti)	64	41	72
9 (41CrNi12)	57	37	80
10 (34MoCrNi15)	64	40	72

Tabelul 3

Variația dimensiunilor medii ale grăuntelui austenitic în funcție de temperatura de austenitizare

Simbolul șarjei	Temperatura de austenitizare, °C	Dimensiunea medie a grăuntelui austenitic		Observații
		Diametrul mm	Suprafața grăuntelui, $mm^2 \cdot 10^{-3}$	
2	800	0,012	0,096	Granulație fină și uniformă
	900	0,054	2,214	
	950	0,085	5,527	Granulație fină și neuniformă
3	800	0,010	0,079	Granulație fină și uniformă
	900	0,038	1,153	,,
	950	0,069	3,798	,,
4	800	0,010	0,079	Granulație fină și uniformă
	900	0,040	1,212	,,
	950	0,066	3,384	,,
6	800	0,011	0,095	Granulație fină și uniformă
	900	0,051	2,212	,,
	950	0,070	3,916	Granulație fină neuniformă
7	800	0,010	0,080	Granulație fină și uniformă
	900	0,036	1,062	,,
	950	0,050	2,006	,,
8	800	0,010	0,093	Granulație fină și uniformă
	900	0,046	1,554	,,
	950	0,063	3,213	,,
9	800	0,030	0,760	Granulație fină și uniformă
	900	0,062	2,175	,,
	950	0,083	5,479	,,
10	800	0,016	0,200	Granulație fină și uniformă
	900	0,052	2,114	,,
	950	0,073	4,876	

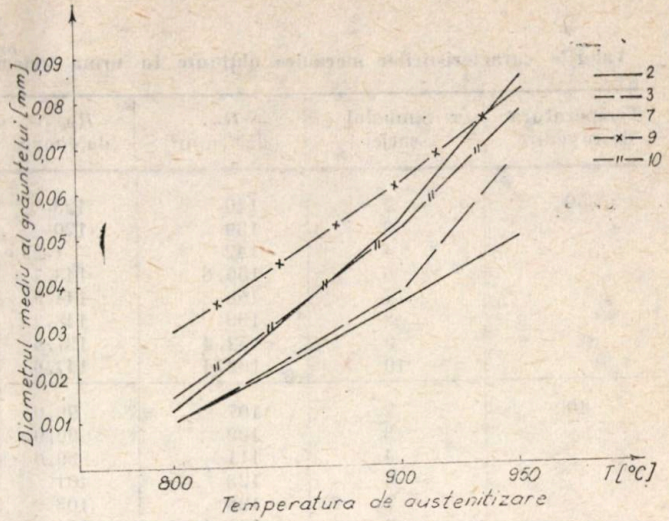


Fig. 1. Variația diametrului mediu al grăuntelui cu temperatura de austenitizare

teristicilor mecanice și a compoziției la tratamentul termic al oțelurilor de îmbunătățire crom — nichel, crom — nichel — molibden și al celor microaliate cu bor, cu titan sau cu bor și titan și adaosuri mici de crom, nichel și molibden.

Rezultatele sînt prezentate în tabelele 2, 3, 4, 5 și figurile 1, 2, 3.

Rezultatele cercetărilor experimentale obținute demonstrează influența evidentă a borului asupra călibilității oțelurilor studiate. În cazul adăugării simultane în compoziția oțelului a trei elemente de aliere în proporții mici, s-a constatat o creștere a călibilității și mai însemnată. După cum se vede din tabelul 2, din punct de vedere al călibilității, oțelurile 6, 7, 8 (C+Cr+Ni+Mo+B, C+Cr+Ni+Mo+Ti și respectiv C+Cr+Mo+B+Ti) sînt comparabile cu oțelurile studiate (41CrNi12 și 34MoCrNi15), fapt ce deschide perspective interesante în ceea ce privește posibilitățile de înlocuire a acestora.

În cazul oțelurilor microaliate, granulația austenitică este fină. În urma încălzirii la temperaturi de peste 900°C (cca 950°C), se observă o tendință de supraîncălzire a acestor oțeluri, cînd granulația obținută este foarte neuniformă. Acest proces este determinat de lipsa de pe rosturile unor grăunți a unor precipitate insolubile la această temperatură. Grăunții cresc foarte mult pe seama „înghițirii" grăunților mici și a energiei întregului sistem.

Granulația oțelurilor de referință, deși diametrul mediu al grăunților este mai mare decît în cazul oțelurilor microaliate, este fină și uniformă.

Studiul proprietăților mecanice ale oțelurilor microaliate subliniază pe de o parte influența microalierii asupra caracteristicilor de rezistență și reziliență, iar pe de altă parte indică posi-

Tabelul 4

Valorile caracteristicilor mecanice obținute în urma tratamentului de călire de la 850°C și revenire la diferite temperaturi

Temperatura de revenire	Simbolul șarjei	R_m, daN/mm²	$R_{po,2}$, daN/mm²	A_5, %	ψ, %	*KCU* 30/2, daJ/cm²	Duritatea, *HRC*
350	2	140	123	9,8	56,2	6,4	41,0
	3	139	120	9,6	54,1	6,0	40,0
	4	142	1,25	94	53,4	6,6	42,0
	6	156,8	143,7	9,0	56,2	7,0	44,0
	7	158	144,9	8,9	55,8	6,8	45,0
	8	163	148,2	9,9	58,0	7,2	46,0
	9	152,4	137,6	8,5	41,3	3,0	44
	10	162,4	147,6	8,7	42,3	4,0	46
400	2	107	96,0	14,5	58,6	10,4	37
	3	109	90,0	14,0	56,8	10,1	37
	4	111	99,0	14,5	57	10,6	37
	6	123	101	14,0	51,6	10,6	41
	7	128	103	14,9	52,2	10,2	42
	8	133,4	124	15,0	59,8	11,0	43
	9	123	103	13,0	47	7,2	41
	10	132,4	117,6	14,9	48	8,4	43
500	2	101,8	94,2	15	59	12,4	30
	3	103	95,9	14,8	58	12,3	30
	4	104	96	15	58,4	13,0	31
	6	117	98,3	15,5	60,8	13,2	33
	7	121,2	98	15,5	60,6	13,4	33,5
	8	123,4	100	16,0	61	13,4	33,5
	9	118	99	14,0	50,4	7,8	35,5
	10	120,8	100,9	15,5	53	9,8	37
650	2	76,8	66,9		20	15,0	28
	3	78,2	67		19,8	14,5	28
	4	79	67,5		20	15,0	29
	6	82,9	69		21	16,2	30
	7	83	71		21	16,0	31
	8	85	72		21,5	16,4	31
	9	83	70		20	14,5	30
	10	84,6	72,2		21	16,0	31

Tabelul 5

Susceptibilitatea la deformare, determinată pe probe cilindrice cu ∅ 20 mm, H = 100 mm, călite în apă, după austenitizare la 850°C

Numărul șarjei	Mediul de răcire	Criteriul pentru aprecierea susceptibilității la deformare	$\frac{\Delta Ø}{Ø}$	$\left(\frac{\Delta L}{L}\right)T$	$\frac{\Delta H}{H}$	$\left(\frac{\Delta L}{L}\right)L$	$\frac{V}{V}$	$\frac{V}{V}$
2	apă	$\Delta t_{300}^{700} = 55$	1,4	1,2	1,1	1,0	3,8	3,3
3			1,1	1,1	0,95	0,90	3,0	3,1
4			1,0	1,0	0,90	0,85	2,9	2,8
6			0,70	1,0	0,30	−0,30	1,7	1,5
7			0,38	0,26	0,26	−0,30	1,3	1,2
8			0,65	0,98	0,18	−0,35	1,6	1,5
9			0,70	1,2	4,3	1,4	5,6	3,5
10			−0,15	1,2	4,2	4,4	4,6	3,5

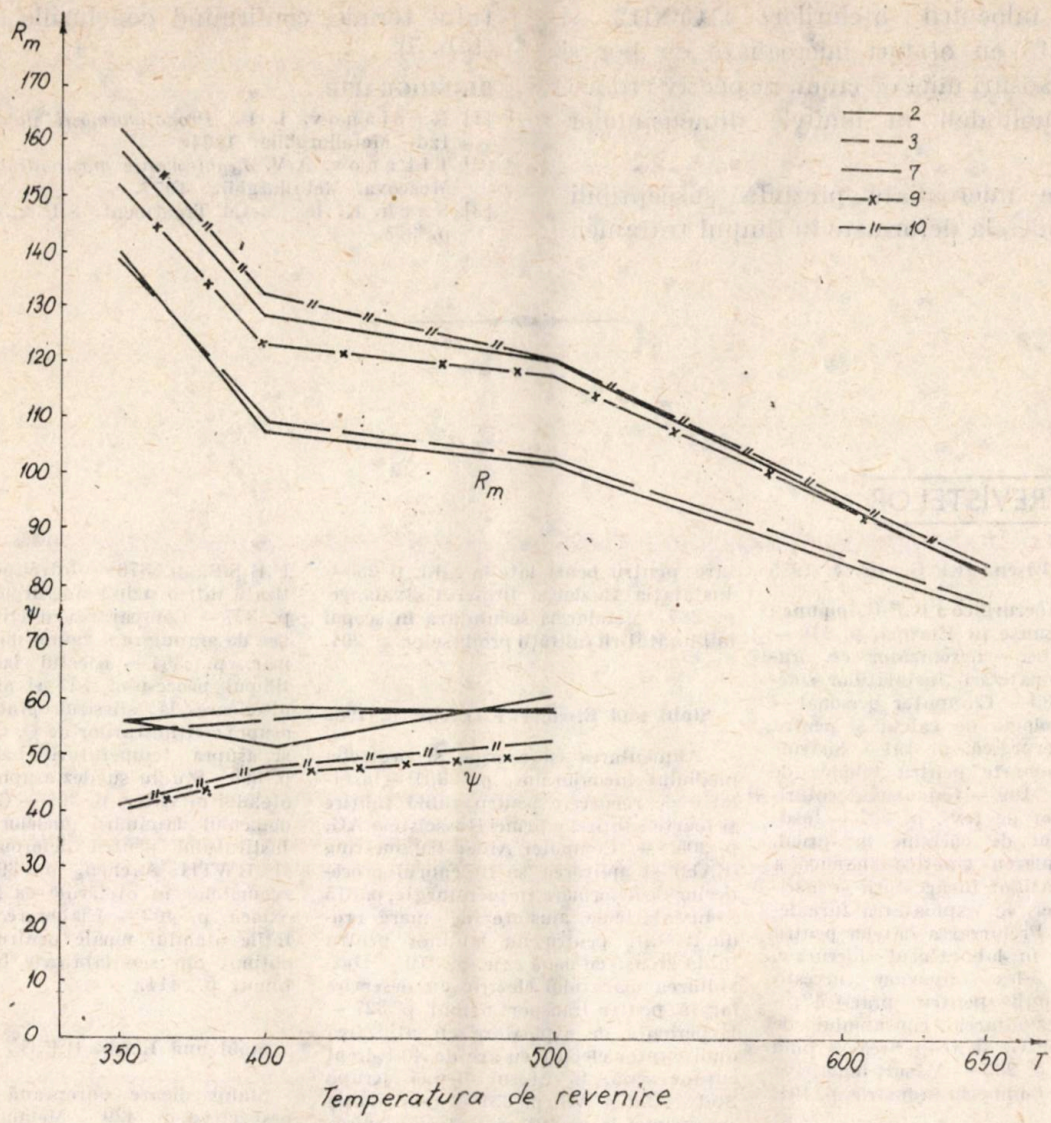


Fig. 2. Variația caracteristicilor mecanice cu temperatura de revenire

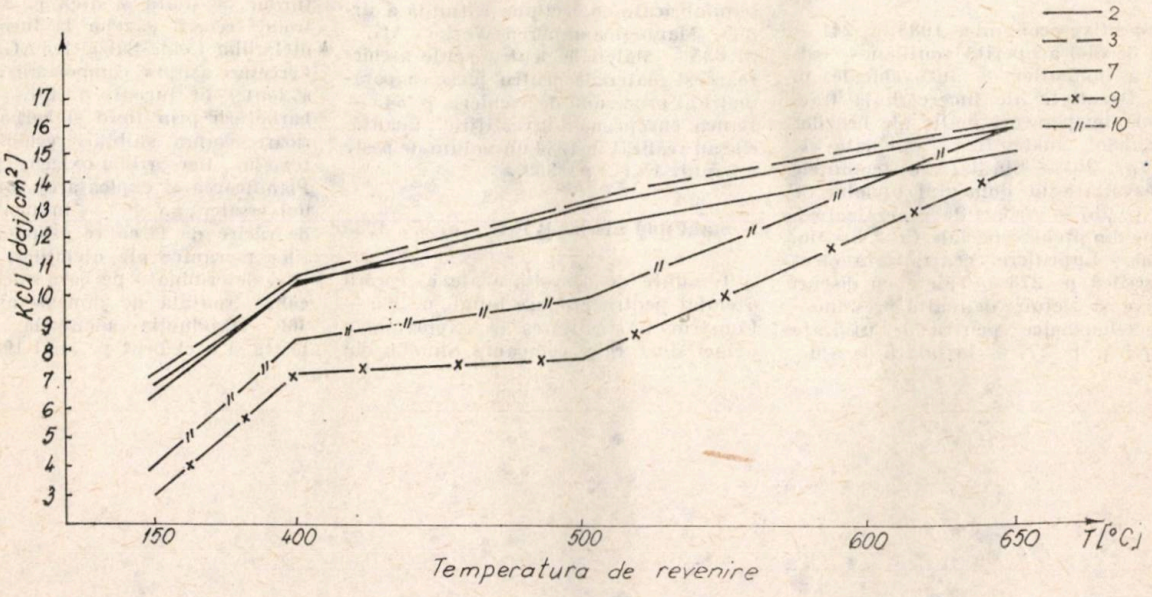


Fig. 3. Variația rezilienței cu temperatura de revenire

bilitatea înlocuirii oţelurilor 41CrNi12 şi 34MoCrNi15 cu oţeluri microaliate cu bor şi titan şi adaosuri mici de crom, respectiv crom — nichel — molibden în limitele dimensiunilor studiate.

Oţelurile microaliate prezintă susceptibilitate mai mică la deformare în timpul tratamentului termic, confirmînd concluziile anterioare (tab. 5).

BIBLIOGRAFIE

[1] K a c i a n o v, I. D. *Prokalivaemosti stalei*. Moscova, Izd. Metallurghiia, 1964.

[2] T i k a n o v, A.V. *Leghirovanie maşinostroitelnoi stali*. Moscova, Metallurghiia, 1977.

[3] S a c h, K. În: Metal Treatment, S.U.A., oct., 1980, p. 395.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1985

Industria siderurgică a R.F.G. impune : egalitate de şanse în Europa, p. 179 — Microelectronica — deschizător de drumuri al automatizării instalaţiilor siderurgice, p. 183 — Computer personal — o nouă tehnologie de calcul şi pentru industria siderurgică, p. 191 — Sisteme de grafice colorate pentru tehnica de comandă, p. 199 — Calcularea coturilor segmenţilor de ţevi, p. 207 — Insuflarea prafului de cărbune în furnal, p. 211 — Simularea cinetico-dinamică a efectelor variaţiilor încărcăturii şi mărimilor de reper, în exploatarea furnalelor, p. 221 — Prelucrarea datelor pentru analiza apei, în laboratorul siderurgic, p. 229 — Al 3-lea simpozion „Investigarea coroziunii pentru practică", p. 233 — Dezvoltarea consumului de energie al R.F.G. şi acoperirea sa pînă în anul 2000, p. 235 — Măsuri împotriva pericolului de bombe în industrie, p. 101.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 5, 1985

Perspective economice 1985, p. 241 — Tablă de oţel acoperită continuu — exigenţă a industriei de autovehicule, p. 245 — Rezultate ale încercării la tracţiune la temperaturi înalte ale benzilor inoxidabile austenitice, laminate la rece, p. 251 — Stadiul şi tendinţele de dezvoltare în domeniul oţelului de scule, p. 257 — Arbori de generatoare şi turbine din oţeluri speciale Cr—Ni—Mo, p. 266 — Lubrifiere centralizată oleopneumatică, p. 273 — Tăiere cu discuri abrazive şi şlefuire de înaltă presiune — bazele tehnologice pentru o utilizare economică, p. 277 — Instalaţii de ajustare pentru benzi late la cald, p. 283 — Instalaţia Aluzinc a firmei Galvalange, p. 287 — Metalurgia secundară în scopul îmbunătăţirii calităţii produselor, p. 291.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 6, 1985

Alimentarea cu energie şi protecţia mediului înconjurător, p. 301 — Instalaţie de recoacere pentru tablă subţire şi foarte subţire, a firmei Rasselstein AG, p. 305 — Computer Aided-Engineering (CAE) şi aplicarea sa în cadrul procedeelor de deformare în metalurgie, p. 315 — Instalaţie de ajustare de mare productivitate pentru un laminor pentru tablă groasă cu două caje, p. 319 — Dezvoltarea macazului electric cu deservire locală, pentru transport uzinal, p. 327 — Experienţa de exploatare cu utilizarea unui cuptor electric cu arc de 40 t drept cuptor oală, în cadrul firmei Krupp Südwestfalen AG, p. 331 — Contribuţia ergonomiei la planificarea şi construirea instalaţiei de turnare continuă pentru semifabricate cu secţiune rotundă a firmei Mannesmannröhren-Werke AG, p. 335 — Materiale pentru scule aşchietoare şi materiale pentru piese ca parametri ai procesului de aşchiere, p. 343 — Banca europeană : investiţiile, finanţările au realizat în 1984 un volum de peste 6,9 mld. ECU, p. 353.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 7, 1985

Tendinţe de dezvoltare ale elaborării oţelului pentru produse lungi, p. 365 — Construcţia şi intrarea în exploatare a uzinei siderurgice compacte Shlobin din U.R.S.S., p. 376 — Întreţinere automatizată într-o uzină siderurgică japoneză, p. 377 — Compararea diferitelor procedee de granulare a zgurei din uzina Sidmar, p. 381 — Efectul barbotării în timpul procesului LD şi al barbotării ulterioare la sfîrşitul procesului LD, asupra conţinuturilor de O, C, P şi FeO_n şi asupra temperaturii băii metalice, p. 390 — Studiu suedez asupra elaborării oţelului în viitor, p. 395 — Cercetarea în domeniul laminării inelelor în cadrul Institutului pentru deformare plastică al RWTH Aachen, p. 397 — Emisia zgomotelor în oţelăriile cu insuflare de oxigen, p. 403 — Elaborarea şi proprietăţile oţelului moale pentru automate, obţinut din semifabricate turnate continuu, p. 411.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 8, 1985

Standardizare europeană — bilanţ şi pespective, p. 429 — Metalurgia şi procesele tehnologice ale defosforării topiturilor de fontă şi oţel, p. 433 — Controlul trecerii gazelor la furnalul A al oţelăriilor Peine-Salzgitter AG, p. 443 — Cercetări asupra comportării la curgere a fontei în furnal, p. 451 — Influenţa barbotării prin fund şi barbotării ulterioare asupra stabilirii echilibrului sistemului fier-carbon-oxigen, p. 459 — Planificarea şi exploatarea laminoarelor universale, p. 463 — Influenţa vitezei de răcire de la călire asupra proprietăţilor mecanice ale oţelurilor îmbunătăţite, determinată pe baza unei probe de călire frontală de dimensiuni mari, p. 469 — Producţia mondială de fontă brută şi oţel brut pe anul 1984, p. 475

Prof. dr. ing. N. Petrescu
și prof. dr. ing. Maria Petrescu
Institutul politehnic — București

Realizarea de materiale cu structuri predeterminate prin utilizarea proprietăților de transport atomic în topiturile metalice

CZ : 669—17

Materialele metalice noi cu proprietăți fizice, mecanice și chimice speciale aplicate în tehnica actuală își datoresc proprietățile deosebite nu numai utilizării unor metale componente mai puțin comune, ci foarte adeseori unei judicioase corelări între o compoziție chimică particulară și un mod controlat de formare a structurii produsului solidificat. Această a doua cale este net avantajoasă din punct de vedere economic, evitînd apelul la elemente de aliere scumpe și deficitare, iar din punct de vedere tehnic reprezintă frecvent singura alternativă posibilă pentru obținerea unor proprietăți propuse.

Proprietățile de transport atomic în topiturile metalice sînt direct implicate în procesele de solidificare controlată, prin care se realizează structuri orientate, structuri cristaline aproape perfecte cu conținut minim de defecte de rețea sau, la antipodul acestora, structuri amorfe lipsite de ordinea la lungă distanță care este atributul esențial al cristalinității.

Pe măsură ce pretențiile asupra unor asemenea caracteristici structurale extreme sînt mai mari, se impune o tratare teoretică a solidificării din ce în ce mai riguroasă, pentru o exploatare completă a tuturor posibilităților pe care le oferă solidificarea controlată. Este evident că, pentru atingerea acestui scop, pe lîngă stăpînirea teoretică a mecanismelor transformărilor de fază la răcirea topiturilor, este necesar să se dispună de date fundamentale asupra proprietăților de transport de masă în stare lichidă și, în mod special, asupra coeficienților de difuzie și de viscozitate. Într-adevăr, o serie de procese de solidificare în condiții strict controlate se pot desfășura în domenii ale căror condiții limită sînt fixate de mobilitatea atomică în topitură, respectiv de anumite valori ale coeficienților de difuzie și de viscozitate în faza lichidă.

În acești termeni se pune de exemplu problema stabilirii condițiilor de formare a sticlelor metalice, a căror natură, proprietăți și aplicații au fost prezentate în referatul de deschidere a simpozionului. Din punct de vedere termodinamic, sticlele metalice nu diferă de topituri, avînd aceeași structură amorfă caracterizată prin absența ordinei la lungă distanță. Deosebirea o fac proprietățile de natură cinetică, în speță viscozitatea și mobilitatea atomică implicată în difuzie, proprietăți corelate între ele într-o dependență de inversă proporționalitate, în conformitate cu relația Stokes-Einstein :

$$D = kT/6\,\pi r\eta \qquad (1)$$

unde D este coeficientul de difuzie ; η — coeficientul de viscozitate dinamică ; r — raza particulelor difuzante ; T — temperatura absolută.

Așa cum rezultă din diagramele din figura 1, modul de variație a viscozității la solidificare este diferit cînd solidificarea se produce prin cristalizare și, respectiv, cînd transformarea se produce prin tranziție vitroasă.

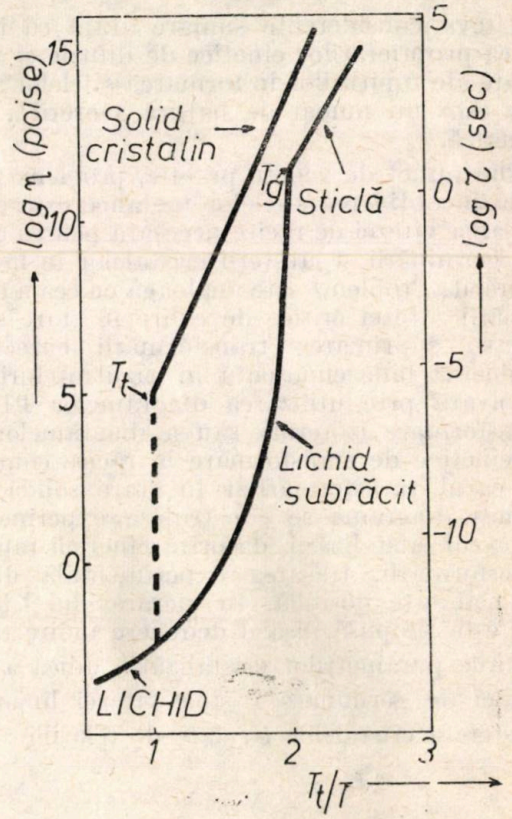


Fig. 1. Variația cu temperatura a viscozității η și a timpului de relaxare structurală τ la solidificarea prin cristalizare, respectiv prin tranziție vitroasă

În timp ce la cristalizare rigidizarea materialului se face brusc, printr-o creștere în salt a viscozității la temperatura de topire T_t, cînd se instaurează ordinea la lungă distanță specifică rețelei cristaline, în cazul tranziției vitroase rigidizarea se face treptat în lichidul subrăcit, în care difuzivitatea scade, respectiv viscozita-

tea crește rapid și continuu. Formarea sticlei la temperatura de tranziție vitroasă T_g corespunde momentului în care viscozitatea lichidului subrăcit atinge valori de ordinul 10^{14} poise, respectiv cînd timpul de relaxare structurală atinge valori la care mișcările atomice difuzive devin atît de lente încît configurația spațială a atomilor specifică structurii amorfe a lichidului nu se mai poate modifica. Dacă un lichid va forma sau nu o sticlă la răcire depinde de viscozitatea sa la temperatura de topire, de rata de creștere a viscozității în intervalul de subrăcire și de viteza de răcire aplicată lichidului. Pentru topiturile de silicați și de polimeri organici, constituite din entități structurale mari cu mobilitate redusă și viscozitate ridicată, cristalizarea va fi un proces lent și ușor de înlocuit prin tranziția vitroasă. Dimpotrivă, pentru topiturile metalice, constituite din ioni pozitivi mici cu mobilitate mare și viscozitate scăzută de ordinul centipoiselor, cristalizarea va fi dificil de evitat, reclamînd viteze enorme de răcire între 10^{10} și 10 K/s.

Cîteva considerente sumare arată că implicarea proprietăților cinetice de difuzie și viscozitate ale topiturilor în formarea sticlelor metalice este nu numai de natură teoretică, ci și practică.

Din punct de vedere practic, problema esențială în obținerea sticlelor metalice este determinarea vitezei de răcire necesară pentru evitarea germinării și creșterii cristalelor în lichidul subrăcit. Problema este analoagă cu cea a determinării vitezei critice de călire în stare solidă pentru suprimarea transformării eutectoide, problemă bine cunoscută în cazul oțelurilor și rezolvată prin utilizarea diagramelor TTT de transformare izotermă sau a diagramelor termocinetice de transformare la răcire continuă. În cazul transformărilor în stare solidă, asemenea diagrame se construiesc experimental. În cazul cristalizării, datorită cineticii rapide a transformării, trasarea experimentală directă nu mai este posibilă. În lucrarea lui Uhlman [1] este propusă însă o deducere indirectă din valorile parametrilor cristalizării, adică a frecvenței de germinare I și a vitezei liniare de creștere a cristalelor U, date de relațiile :

$$I = N\nu e^{-\Delta G^*/RT} \tag{2}$$

$$U = a_0\nu\,[1 - e^{-L\Delta T/kT.T_t}] \tag{3}$$

unde : ΔG^* este entalpia liberă molară de formare a germenului critic ; T — temperatura efectivă a topiturii ; T_t — temperatura de topire ; ΔT — gradul de subrăcire ; L — căldura latentă de solidificare ; a_0 — diametrul atomic mediu.

Utilizarea relației Einstein (4), pentru frecvența ν a salturilor atomice difuzive, duce la implicarea în relațiile (2) și (3) a coeficientului de difuzie D sau (conform relației Stokes—Einstein) a coeficientului de viscozitate dinamică η :

$$\nu = D\frac{Z}{a^2} \tag{4}$$

unde Z este numărul de coordinație.

Parametrii I și U ai cristalizării permit, prin intermediul ecuației Johnson-Mehl (5), determinarea la diverse temperaturi a timpului t pentru formarea unei fracții x de germeni necesari pentru începerea cristalizării :

$$x = 1 - e^{-\frac{\pi}{3}IU^3t^4} \tag{5}$$

Considerînd $x = 10^{-6}$, rezultă valori t calculate ce pot fi utilizate pentru obținerea unei diagrame TTT de cristalizare cum este cea din figura 2. În această diagramă curba în C reprezintă curba de început de cristalizare la menținere izotermă, iar panta tangentei la cotul curbei în C reprezintă viteza critică de răcire pentru suprimarea cristalizării și pentru transformarea topiturii într-o sticlă metalică.

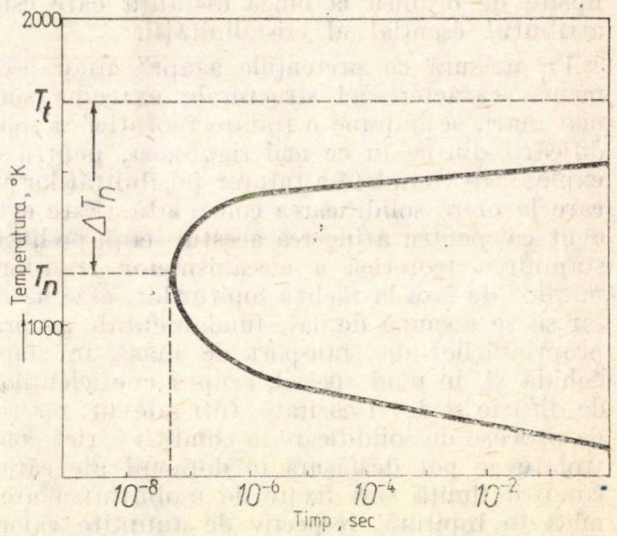


Fig. 2. Curba temperatură-timp de inițiere a cristalizării (considerată pentru $x=10^{-6}$), calculată pentru nichelul lichid subrăcit, reprodusă din lucrarea [2]

Datele experimentale necesare într-un asemenea calcul teoretic al vitezei critice de răcire pentru formarea sticlelor metalice sînt, așa cum se observă din examinarea ecuațiilor (2)—(5), valorile coeficienților de difuzie, respectiv ale coeficienților de viscozitate.

Teoretic există încă o incertitudine destul de mare privind modul de variație al viscozității în topiturile subrăcite în intervalul de temperaturi $T_t - T_g$. Ecuația propusă pentru extrapo-

larea viscozității de la temperatura de topire T_t la temperatura de tranziție vitroasă T_g este relația Vogel-Fulcher (6):

$$\eta_l = \eta_{l0}\, e^{-B(T-T_0)}, \qquad (6)$$

unde parametrul de curgere B poate fi evaluat din energia de activare Q a transformărilor fazice la diverse temperaturi, pe baza presupunerii că viteza de transformare este corelată cu viscozitatea:

$$Q = kBT^2/(T - T_g) \qquad (7)$$

Este evident că, în aceste calcule, o importanță primordială o prezintă baza de extrapolare, respectiv o valoare certă a viscozității la temperatura de topire. În lucrările [3]—[11], asupra proprietăților cinetice în metale și aliaje lichide, s-au efectuat determinări de coeficienți de difuzie prin metoda capilar-rezervor și determinări de viscozitate prin metoda creuzetului cilindric oscilant, în intervale largi de temperatură, cu o preocupare specială de a coborî limita inferioară cît mai aproape de temperatura de topire (2—3 K peste T_t).

O altă serie de lucrări experimentale efectuate au avut ca scop obținerea de date privind proprietățile de transport, pentru aplicarea acestora la parametrizarea proceselor de cristalizare, cu obținerea de structuri cu grad maxim de ordonare sub formă de monocristale masive sau straturi monocristaline.

În cele ce urmează sînt prezentate o serie de concluzii practice și unele verificări ale posibilităților de aplicare, în domeniul menționat, a coeficienților de difuzie și de viscozitate care au fost determinați [3]—[11].

Una din problemele studiate a constat în determinarea condițiilor critice de creștere a monocristalelor din soluții nestoichiometrice.

În comparație cu metoda Czochralsky de creștere a monocristalelor de compuși intermetalici din topituri stoichiometrice, în care rolul dominant revine transportului termic, în metodele de creștere din topituri cu o compoziție diferită de cea a compusului, rolul dominant îl dețin procesele de transport de masă. Dispozitivele de creștere a monocristalelor din soluții nestoichiometrice sînt astfel realizate încît să ofere în fața frontului de solidificare condițiile necesare pentru un transport difuziv, neinfluențat de convenție.

O condiție limitativă esențială pentru creșterea compușilor din soluții nestoichiometrice o constitue evitarea subrăcirii constituționale, care ar destabiliza frontul de cristalizare plan.

Viteza maximă de creștere a interfeței stabile, fără a intra în domeniul subrăcirii constituționale, este dată de relația:

$$V_{max} = \frac{D^0 G_l}{\sum_{i=1}^{n} \frac{(\partial T_l/\partial N^i)(k_0^i - 1)N^i}{D_i/D^0}} \qquad (8)$$

unde: D^0 este coeficientul de difuzie al solventului; D_i — coeficientul de difuzie al componentului i; G_l — gradientul de temperatură în lichid; $\partial T_l/\partial N^i$ — valoarea medie a pantei lichidus; k_0^i — coeficientul de repartiție al componentului i; N_i — concentrația componentului i la interfața solid-lichid.

Această relație s-a aplicat la creșterea compusului InSb din topituri nestoichiometrice. Pentru curba lichidus a sistemului, s-a stabilit relația:

$$X^{Sb} = 45{,}32\, e^{-7530/RT_l} \qquad (9)$$

în foarte bună concordanță cu curba experimentală.

Făcînd înlocuirile în relația (8) și introducînd coeficienții de difuzie, determinați experimental, în topitură la diferite compoziții, rezultă o dependență a lui $\frac{V_{max}}{G_l}$ dată de relația (10):

$$\frac{V_{max}}{G_l} = \frac{7530\, D}{R T_l^2 (k_0 - 1)} \qquad (10)$$

a cărei reprezentare grafică este dată în figura 3.

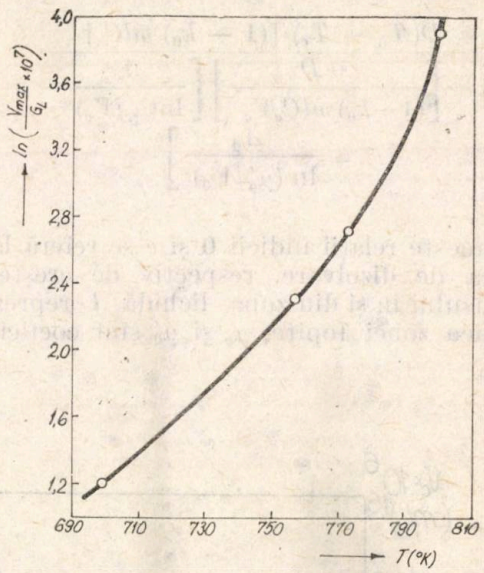


Fig. 3. Valorile critice ale condițiilor de cristalizare cu front de solidificare plan din topituri nestoichiometrice pentru compusul InSb

Din această curbă rezultă condițiile în care poate avea loc creșterea compusului cu viteză maximă, la diferite temperaturi mai joase decît temperatura la topire a compusului. O asemenea temperatură de creștere mai joasă decît temperatura de topire a compusului are efecte favorabile, în sensul micșorării presiunii la vapori a elementului volatil și al micșorării posibilităților de impurificare, efecte deosebit de importante în special la compușii cu temperaturi înalte de topire ce conțin un element volatil, cum sînt GaAs, InAs, GaP etc.

O altă metodă de creștere a monocristalelor de compuși o constituie metoda deplasării solventului, în care un film subțire de topitură, de compoziție diferită de a compusului, se deplasează în solid sub influența unui gradient termic. Și în acest caz cristalizarea are loc la o temperatură mai joasă decît temperatura de topire a compusului.

Migrarea unei zone lichide sub gradient termic este limitată de procesele de difuzie în topitură și de cinetica de atașare a atomilor la interfața solidă. Viteza de creștere în care este implicată valoarea coeficientului de difuzie are expresii diferite, după cum creșterea se face prin deplasarea uniformă a interfeței plane solid-lichid (11), prin dislocații elicoidale (12) sau prin germinare bidimensională (13) :

$$V_c = \frac{D(T_0 - T_e)/[(1 - k_0)mlC_c]}{1 - [-D/(1-k_0)mlC_c][(1/\mu_c) - 1/\mu_0']} \quad (11)$$

$$V_c = \frac{D(T_0 - T_c)/[(1 - k_0)mlC_c]}{1 - [D/(1-k_0)mlC_c]V^{-1/2}[1/\mu_c)^{1/2} + (1/\mu_0')^{1/2}]} \quad (12)$$

$$V_c = \frac{D(T_0 - T_c)/[(1 - k_0)\,mlC_c]}{1 - \left[\frac{-D}{(1-k_0)\,mlC_eV_c}\right]\left[\frac{A_c}{\ln(\mu_c/V_c)} - \frac{A_0}{\ln(\mu_0'/V_0)}\right]} \quad (13)$$

În aceste relații indicii 0 și c se referă la suprafața de dizolvare, respectiv de creștere a compusului în și din zona lichidă, l reprezintă grosimea zonei topite, μ_c și μ_0' sînt coeficienții cinetici de atașare a atomilor la suprafața de creștere, respectiv de dizolvare, A_c și A_0 sînt coeficienții energetici de activare a proceselor menționate, iar m reprezintă raportul diferențelor de temperatură și de concentrație la cele două interfețe :

$$m = (T_0 - T_c)/(C_0^x - C_c^x) \quad (14)$$

Datele experimentale s-au aplicat pentru tratarea cantitativă cu ajutorul acestor relații a unui caz de creștere a compusului InSb din-tr-un film topit cu compoziția nestoichiometrică de 80 % at. In. Rezultatele obținute sînt comparate cu datele reale de creștere ale compusului din această topitură.

În figurile 4 și 5 vitezele la creștere sînt reprezentate în funcție de lățimea zonei topite, pentru două mecanisme de creștere : prin dislocații elicoidale și prin germinare bidimensională. Curbele din figura 4 constituie reprezentarea ecuațiilor (12) și (13) la creșterea în direcția <110>. Datele experimentale de creștere, reprezentate prin cercuri, pot fi situate numai pe una din curbe, și anume verifică cu o precizie foarte bună curba creșterii prin germinare bidimensională. Aceeași concluzie se desprinde din reprezentarea curbelor vitezei de creștere în direcția <111>, prin cele două mecanisme (fig. 4, *b*). Datele experimentale de creștere se situează și în acest caz fără echivoc pe curba vitezei de creștere prin germinare bidimensională.

O altă utilizare a datelor experimentale de difuzie în stare lichidă o constituie determinarea condițiilor critice de creștere epitaxială din topitură a unui compus. Considerînd creșterea epitaxială a compusului InSb din topi-

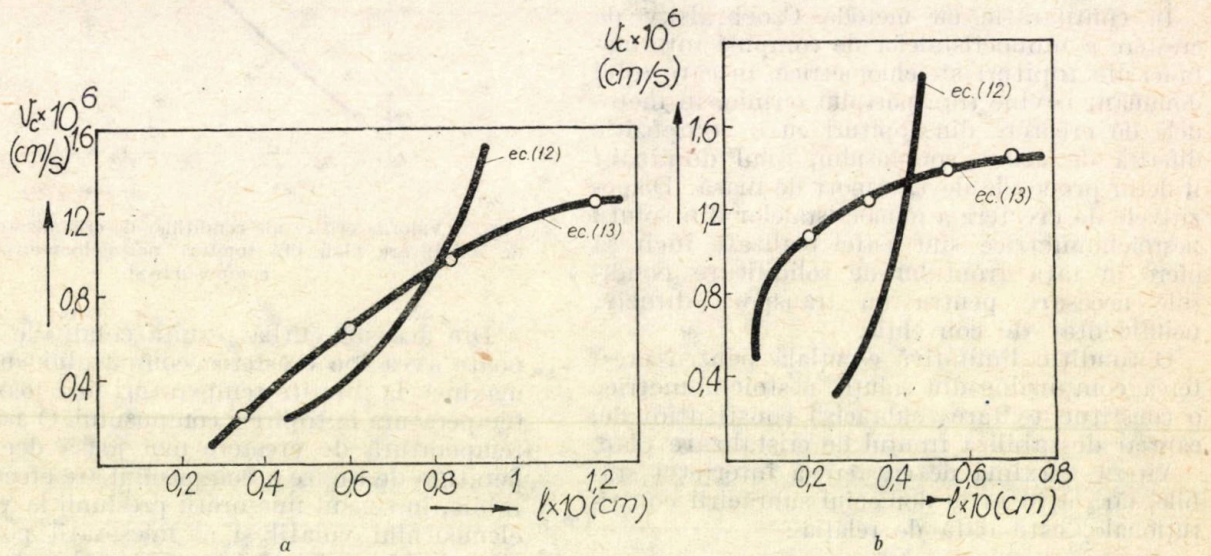


Fig. 4. Variția vitezei de creștere a compusului InSb, în funcție de lățimea zonei topite în metoda deplasării solventului, calculată din date de difuzie în topitură în două ipoteze :

— ec. (12) — mecanism de creștere prin dislocații elicoidale ;
— ec. 13) — mecanism de creștere prin germinare bidimensională ; 0 — valori experimentale de creștere ;
a — creștere în direcțiile cristalografice <110> ;
b — creștere în direcțiile cristalografice <111>

turi cu diferite excese de In, apare evident faptul că viteza R de creștere a stratului epitaxial este determinată de viteza cu care excesul de In este eliminat prin difuzie, de la frontul de solidificare.

Transportul difuziv unidirecțional este dat de ecuația :

$$D\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + R\frac{\partial c}{\partial x} = \frac{\partial c}{\partial t} \qquad (15)$$

Pentru stratul epitaxial caracterizat printr-o grosime mică se poate admite aproximația interfeței staționare :

$$D\left|\frac{\partial^2 c}{\partial x^2}\right| \gg R\frac{\partial c}{\partial x}, \qquad (16)$$

ceeace permite neglijarea termenului $R\frac{\partial c}{\partial x}$.

Cu aceste condiții, soluția ecuației diferențiale (15) este :

$$c_{(x,t)} = c_0 + \frac{\alpha}{m} t\, 4i^2 \operatorname{erfc}\left[\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right] \qquad (17)$$

Aproximația interfeței staționare presupune îndeplinirea condiției (16) care se poate retranscrie în forma :

$$\frac{\alpha}{m}\left[\operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right] \gg \frac{4\alpha^2 t}{m^2 c_0\sqrt{\pi}}\left[i\operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right] \qquad (18)$$

în care α este viteza de răcire și m, panta curbei lichidus din diagrama de echilibru fazic. Făcînd înlocuirea coeficientului de difuzie al indiului și a celorlalte mărimi, pentru cazul unei topituri cu 80 % In și 20 % Sb, rezultă :

$$\alpha t \ll 255 \qquad (19)$$

Situînd pe αt în limitele acestei condiții, de exemplu :

$$5 < \alpha t < 50, \qquad (20)$$

și presupunînd o serie de valori practice pentru viteza de răcire, se obțin valorile extreme pentru durata de creștere t a stratului epitaxial.

În figurile 5—7 au fost alese vitezele de răcire $\alpha = 10^{-20}$ °C/s ; $\alpha = 5 \cdot 10^{-3}$ °C/s și $\alpha = 10^{-3}$°C/s și s-au trasat, pe baza ecuației (17), utilizînd datele experimentale de difuzie ale indiului în topitură, curbele variației concentrației de In în lichid în fața frontului de cristalizare, la duratele de creștere extreme stabilite prin relația (20) și la o durată intermediară. Se observă din figurile 5 și 6 că o coloană de lichid de 2 cm este suficientă pentru îndeplinirea condițiilor necesare creșterii epitaxiale a compusului InSb, și anume coloana de lichid la extremitatea căreia variația concentrației devine nulă. La viteza de creștere considerată în figura 7, coloana de 2 cm se dovedește însă suficientă pentru satisfacerea acestei condiții extreme, $\alpha t < 50$.

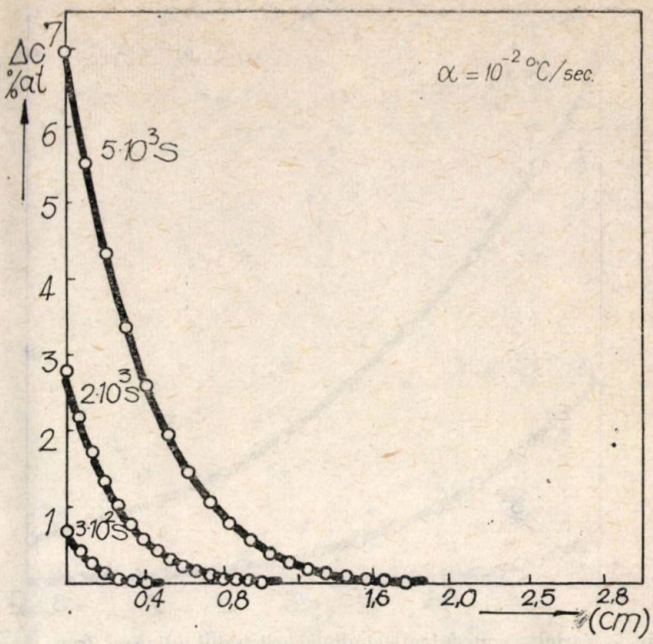


Fig. 5. Variația concentrației indiului în lichidul adiacent frontului de cristalizare la creșterea epitaxială a compusului InSb din topitura Sb+80 % at. In, la viteza de răcire $\alpha = 10^{-2}$ °C/s

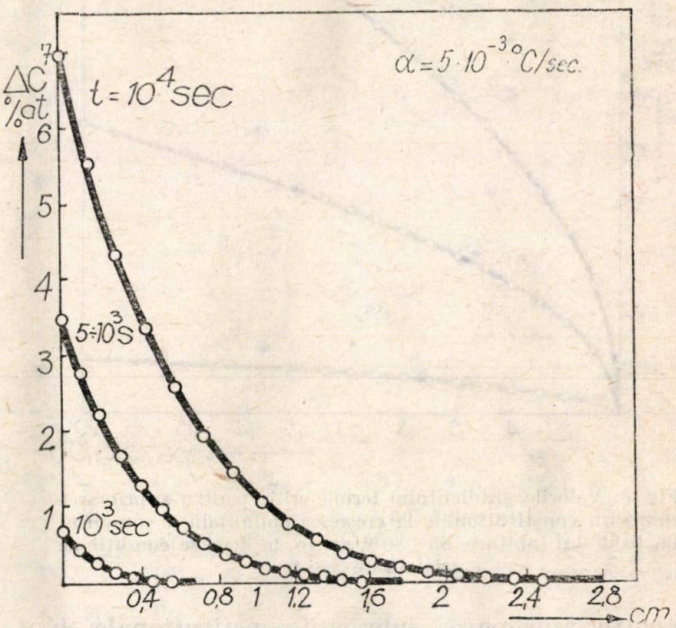


Fig. 6. Variația concentrației indiului în lichidul adiacent frontului de cristalizare la creșterea epitaxială a compusului InSb din topitura Sb+ 80% at. In, la viteza de răcire $\alpha = 5 \cdot 10^{-3}$°C/s

Și pentru acest tip de solidificare, ca și pentru cazurile tratate anterior, este necesar să se stabilească condițiile limită ale gradientului termic,

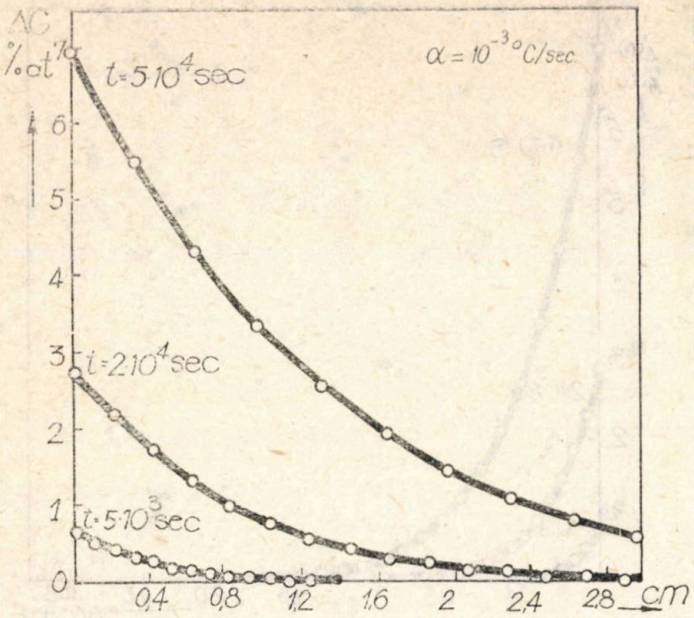


Fig. 7. Variația concentrației indiului în lichidul adiacent frontului de cristalizare la creșterea epitaxială a compusului InSb din topitura Sb + 80% at. In, la viteza de răcire $\alpha = 10^{-3}$°C/s

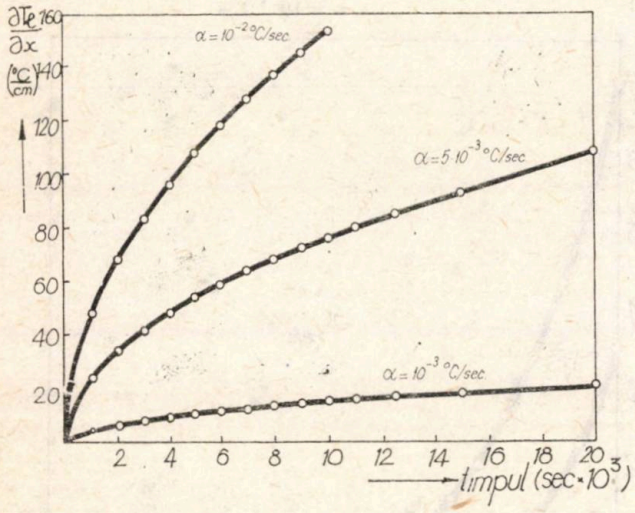


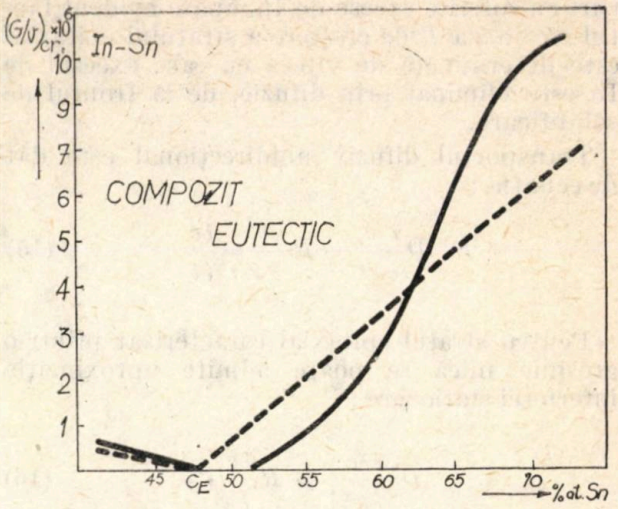
Fig. 8. Valorile gradientului termic critic pentru suprimarea subrăcirii constituționale la creșterea epitaxială a compusului InSb din topitura Sb + 80% at. In, în diverse condiții de cristalizare (α și t)

pentru suprimarea subrăcirii constituționale și menținerea unui front de solidificare plan.

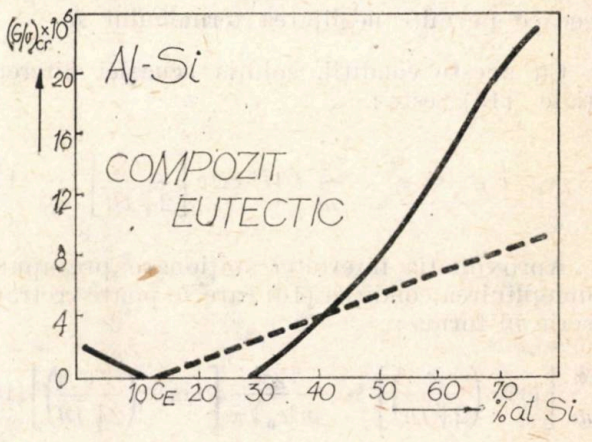
Considerînd temperatura lichidus, și deci compoziția topiturii, ca fiind determinată de procesul de difuzie, condiția pentru gradientul termic devine:

$$\frac{\partial T}{\partial x} \geqslant 2\alpha \sqrt{\frac{t}{\pi D}} \qquad (21)$$

În figura 8 sînt reprezentate valorile minime ale gradientului de temperatură necesar pentru suprimarea subrăcirii constituționale, în funcție de timpul de creștere, pentru trei viteze de răcire ($\alpha = 10^{-2}$°C/s; $\alpha = 5 \cdot 10^{-3}$°C/s; $\alpha = 10^{-3}$°C/s).



a



b

Fig. 9. Valorile critice ale parametrilor cristalizării pentru suprimarea cristalelor proeutectice calculate din date de difuzie:
— — — modelul subrăcirii constituționale;
— modelul perturbațiilor periodice;
a — în sistemul de aliaje In—Sn;
b — în sistemul de aliaje Al—Si

Grosimea stratului epitaxial, realizat cu respectarea condițiilor limită stabilite cu ajutorul coeficientului de difuzie experimental, este:

$$L = \frac{4}{3} \frac{\alpha}{mc_0} \sqrt{\frac{D}{\pi}} t^{3/2} \qquad (22)$$

După cum se observă, valoarea lui L este și ea dependentă de coeficientul de difuzie.

Un tip deosebit de structuri produse prin solidificare dirijată, cu implicarea coeficienților de difuzie în topitură, îl constitue compozitele eutectice cu cantitate sporită de fază durificatoare. Solidificarea unidirecțională a eutecticelor se conturează ca o metodă avantajoasă de producere a materialelor compozite durificate cu fibre de compuși, încorporate în matrice metalică. Aplicarea metodei este limitată însă de faptul că fracția în volum a

fazelor eutecticului, fixată prin diagrama de echilibru fazic, poate să nu coincidă cu valoarea critică a proporției de fază durificatoare necesară pentru asigurarea proprietăților optime ale compozitului. Rezolvarea acestei probleme este posibilă, asigurînd și la alte compoziții decît cea eutectică menținerea frontului de cristalizare bifazic plan, fără creștere de cristale proeutectice. Coeficienții de difuzie în topitură reprezintă date experimentale de bază pentru determinarea valorii critice a raportului între gradientul termic G în lichid și viteza v de solidificare dirijată pentru suprimarea fenomenului de subrăcire constituțională și implicit pentru suprimarea formării cristalelor proeutectice la compoziții neeutectice. În diagramele din figurile 9, *a* și 9, *b* sînt prezentate prin linii punctate valorile critice ale raportului G/v la diverse compoziții calculate pe baza datelor experimentale asupra coeficienților de difuzie în topiturile eutectice din sistemul In—Sn și Al—Si. Se constată că sînt necesare valori ale gradientului termic în lichid de ordinul sutelor de grade pe centimetru și valori ale vitezei de deplasare a frontului de solidificare de ordinul centimetrilor pe oră, pentru înglobarea fazei proeutectice în compozitul eutectic. Calculele efectuate pe baza modelului mai elaborat al teoriei perturbațiilor periodice ale frontului de cristalizare la solidificare eutectică [12] sînt reprezentate prin linii continue în figurile 9, *a* și 9, *b*. Se constată că acest model duce la obținerea de valori mai rezonabile decît modelul clasic al subrăcirii constituționale. Se observă din figurile 9, *a* și 9, *b* că modelul subrăcirii constituționale indică condiții de stabilizare a planității frontului de cristalizare, care sînt prea puțin severe la compoziții îndepărtate de compoziția eutectică și prea severe în vecinătatea compoziției eutectice C_E.

BIBLIOGRAFIE

[1] Uhlman, D.R. În: Journal Noncryst Solids, Franța, nr. 7, 1972, p. 337.

[2] Davies, H.A. și colab. În: Scripta Metallurgica, nr. 8, 1974, p. 1179.

[3] Petrescu, N. și Petrescu, M. În: Rev. Roum. Chim., R.S.R., nr. 15, 1970, p. 189.

[4] Petrescu, M. În: Electrochimia Metallorum, Italia, nr. 4, 1969, p. 283.

[5] Petrescu, N. În: Zeitscrift für Metallkunde, R.F.G., nr. 61, 1970, p. 19.

[6] Petrescu, N. În: Rev. Roum. Chim., R.S.R., nr. 14, 1969, p. 67 și nr. 16, 1971, p. 1171.

[7] Petrescu, N. și Petrescu, M. În: Rev. Roum. Sci. Tehn. Métallurgie, R.S.R., nr. 18, 1973, p. 107.

[8] Petrescu, M. În: Revue Roum. Chim., R.S.R., nr. 13, 1968, p. 687.

[9] Petrescu, M. În: Rev. Roum. Sci. Tehn. Métallurgie, R.S.R., nr. 14, 1969, p. 17.

[10] Petrescu, M. În: Revista de Metalurgia, Spania, nr. 6, 1970, p. 51.

[11] Petrescu, N. și Ganovici, L. În: Rev. Roum. Chim., R.S.R., nr. 19, 1974, p. 187 și nr. 21, 1976, p. 1293.

[12] Hunt, Y.D., Hurle, D.T.Y, Jakson, K.A. și Jakeman, E.: În: Met. Trans., U.S.A., nr. 1, 1970, p. 318.

Îmbunătățiri tehnologice pe liniile de fabricație a magneților ceramici permanenți

Ing. M. Mangra
Universitatea din Craiova
prof. dr. ing. M. Trușculescu
Institutul politehnic — Timișoara
ing. I. Vida-Simiti
Institutul politehnic — Cluj-Napoca
ing. V. Ioniță
Întreprinderea de ferite — Urziceni

CZ: 621.318.2

Fabricarea magneților ceramici permanenți urmează un itinerariu tehnologic cuprinzînd operații specifice metalurgiei pulberilor.

Dintre acestea, formarea prin presare a semifabricatului crud este deosebit de importantă, datorită implicațiilor asupra caracteristicilor tehnice și dimensionale pe care le imprimă produsului finit.

Particularitatea presării în fabricarea magneților ceramici constă în faptul că, pe lîngă formă și dimensiuni, prin ea se realizează orientarea granulelor de ferită după o direcție impusă, ceea ce conferă anizotropia necesară magneților. În acest sens, concomitent cu forța de apăsare, se aplică și un cîmp magnetic, granulele orientîndu-se după direcția $N—S$ ale acestuia.

În scopul reducerii frecării reciproce dintre granule în mișcarea lor de aliniere după liniile cîmpului magnetic, se practică presarea umedă.

În practica industrială se acționează asupra unei suspensii denumită „șlam" și care se compune din 58—64 % pulbere de ferită în apă.

Particularitatea presării la fabricarea magneților ceramici impune îndeplinirea următoarelor deziderate:

— asigurarea posibilității de eliminare a apei din șlam, în timpul presării, ceea ce implică utilizarea unor elemente filtrante [1];

— asigurarea unui coeficient de frecare cît mai redus la limita dintre granulele de ferită, atunci cînd acestea se mișcă în vederea orientării, utilizîndu-se în acest scop un lichid adecvat pentru șlam [2].

Prezenta lucrare cuprinde o sinteză a principalelor rezultate tehnico-economice obținute la nivelul producției industriale, ca urmare a asimilării unor noi elemente filtrante, precum și a unor lichide pentru șlam avînd caracteristici superioare.

Elementele filtrante

Pentru filtrare la presarea umedă se utilizează filtre din: pîslă, hîrtie de filtru și pînză de filtru. În figura 1 este redat montajul filtrelor, iar în figura 2, magneții de difuzoare cod FB—2—81.

În afara faptului că în prezent hîrtia și textilele constituie materiale deficitare (filtrele din hîrtie se înlocuiesc la fiecare magnet), un astfel de procedeu are o serie de neajunsuri de natură tehnico-economică:

a) Studiind macroscopic magneții pe fețele care sînt în contact cu poansoanele, se constată că pe aceste suprafețe rămîne imprimată textura filtrelor.

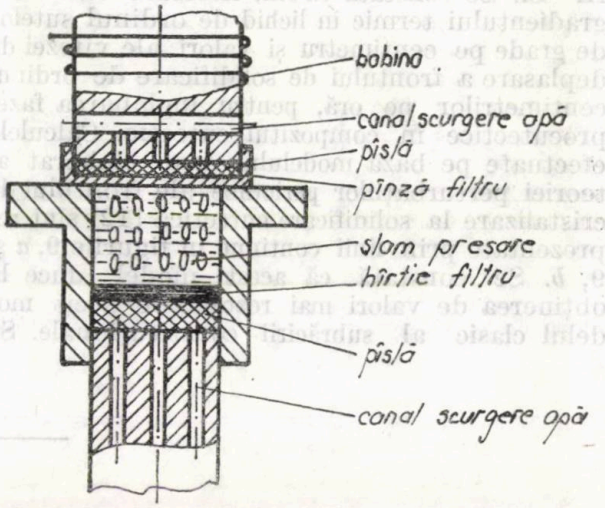


Fig. 1. Montajul filtrelor în matriță

Din acest motiv adaosul tehnologic pe înălțimea magnetului atinge 3—5 mm, ceea ce impune rectificarea ca operație finală. Cantitatea de material feromagnetic, pierdut prin rectificare, este proporțională cu creșterea adaosului, la fel ca și consumul energetic.

b) După rectificare, de multe ori se constată ciobituri și fisuri pe suprafețele magnetului.

Astfel de defecte nefiind remediabile, rebuturile înregistrează un procent ridicat.

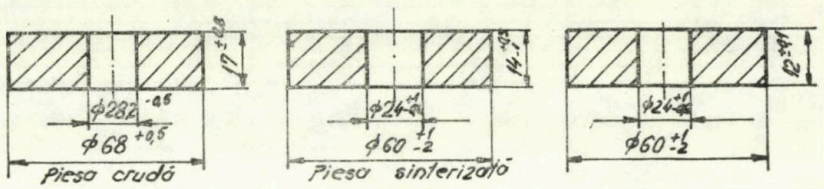


Fig. 2. Magnet pentru difuzoare cod FB—2—81

Originea defectelor de acest gen este umiditatea ridicată, rămasă după operația de presare. Această umiditate remanentă rezultă în faza de depresare, cînd apa care îmbibă elementele filtrante este resorbită de către semifabricat.

c) Umiditatea ridicată în suprafețele semifabricatului are influență asupra sinterizării magnetului, în zonele respective structura prezentînd o porozitate ridicată (fig. 3), fapt materializat și prin valorile scăzute ale cîmpului coercitiv H_c și ale inducției remanente B_r, precum și prin fluctuațiile valorice ale acestor parametri de la o față la cealaltă.

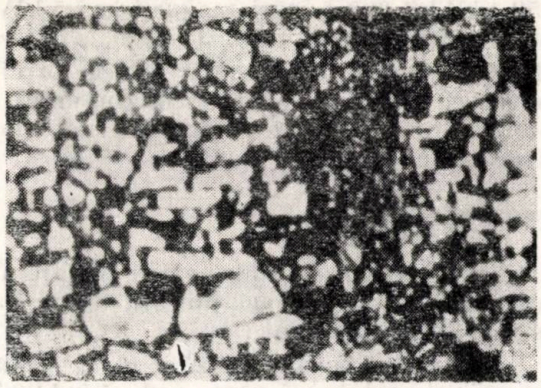


Fig. 3. Microstructură în suprafața magnetului

d) Viteza de eliminare a apei prin elementele filtrante fiind redusă, timpul de presare este îndelungat, astfel că productivitatea scade simțitor.

e) După presare, semifabricatele fiind supuse mai departe sinterizării și apoi rectificării, rebuturile în aceste două operații au ca sursă în special deficiențele filtrării.

Prin urmare, principalul responsabil al pierderilor de energie cu aceste rebuturi este filtrarea.

Tabelul 1 redă consumul energetic pe operații la fabricarea magneților, cu precizarea că în calcul s-au luat numai acele rebuturi de la sinterizare și rectificare care prin studiu s-a constatat că au ca factori ereditari deficiențele filtrării.

Avînd în vedere multitudinea neajunsurilor provenite dintr-o filtrare defectuoasă, cercetările au fost orientate spre asimilarea unor noi elemente filtrante, superioare celor folosite pînă acum.

În acest scop, s-au elaborat filtre metalice din pulberi de oțel inoxidabil, de producție indigenă [3]—[6]. Aceste filtre aduc o serie de îmbunătățiri substanțiale :

a) Un prim avantaj al unor astfel de filtre rezultă din faptul că ele sînt fixe pe poansoane (fig. 4), reducîndu-se astfel două faze intermediare (curățarea poansonului și înlocuirea filtrului), un filtru corespunzînd la presarea unui număr de 10 000—15 000 bucăți magneți.

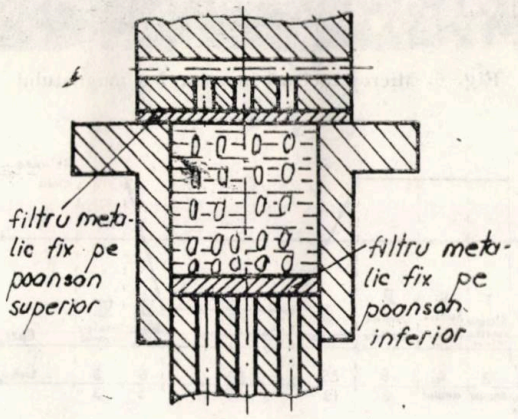


Fig. 4. Montarea filtrelor metalice

b) Din punct de vedere calitativ, filtrarea cu filtre metalice este mai eficientă, întrucît umiditatea remanentă în fețele magnetului este mult mai scăzută. Acest lucru s-a constatat ca urmare a prelevării de probe din suprafețele *I* și *III* (fig. 5) ale magneților fabricați cu filtre metalice și respectiv textile și determinarea comparativă a umidității pe derivatograf. Totodată, analiza microscopică în zonele de suprafață (fig. 6) relevă o porozitate mult scăzută, ceea ce implică creșterea valorilor măsurate ale lui B_r și H_c, concomitent cu uniformizarea lor pe ambele fețe ale magnetului.

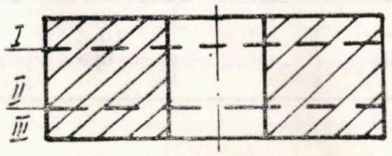


Fig. 5. Zone de prelevare a probelor

Tabelul 1

Consumul energetic pe operații

Operația	Consum energetic utilaj, kWh	Timp operație/magnet, min/buc.	Consum energetic, kW/buc.	Rebut, %	Pierderi energie, kW/1 000 buc.	Total pierderi, kW/1 000 buc.
Presare	10	2,25	0,35	1,5	0,5	
Sinterizare	200	1 440	4,8	12	57,6	59,38
Rectificare	8	3	0,4	3,2		

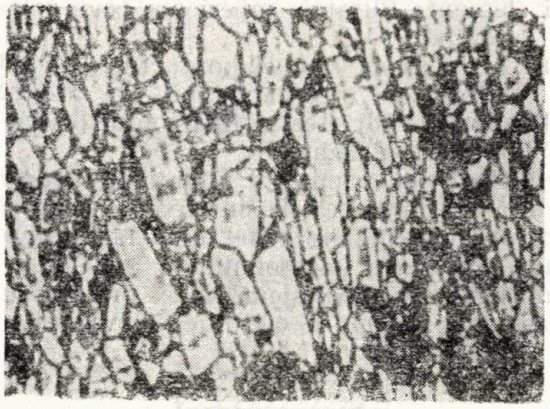


Fig. 6. Microstructură în zona *I* a magnetului

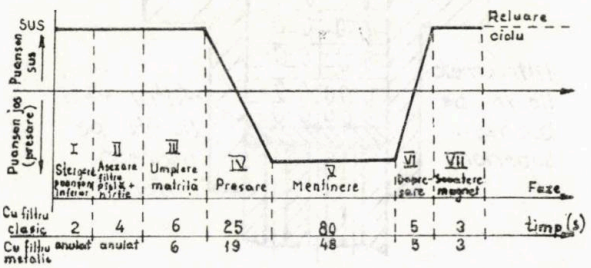


Fig. 7. Ciclogramă de presare

Tabelul 2 redă comparativ valorile umidităților în zone și respectiv ale caracteristicilor magnetice pe fețele magneților obținuți cu filtre metalice și respectiv textile.

c) Din punct de vedere economic, odată cu introducerea noilor elemente filtrante, s-a obținut un spor de productivitate prin reducerea timpului de presare de la 25 la 19 s și a celui de menținere de la 100 la 48 s. Totodată, filtrele metalice elimină fazele *I* și *II* (fig. 7).

În același timp, ca urmare a scăderii umidității remanente, se reduce considerabil numărul de rebuturi și, implicit, pierderile de energie de la 59,4 kWh/1 000 bucăți magneți la 7,5 kWh/1 000 bucăți magneți (tab. 3).

Tabelul 4 redă comparativ datele privind rebuturile, pierderile energetice, consumul de material prin rectificare și productivitate pentru cele două categorii de filtre.

Fluidele pentru șlam

Utilizarea apei ca fluid pentru presare din șlam aduce o serie de neajunsuri, dintre care cele mai importante sînt :

— orientarea necorespunzătoare a granulelor, coeficientul de orientare nedepășind 20 %;

Tabelul 2

Caracteristici comparative ale magneților fabricați cu elementele filtrante clasice și metalice

Element filtrant	Umiditate remanantă medie, %			Caracteristici magnetice pe fețele magnetului			
				A		*B*	
	I	*II*	*III*	B_r(Gs)	H_c(Oe)	B_r(Gs)	H_c(Oe)
Clasic	11,5	10,8	5,1	3 400	1 850	3 580	1 950
Metalic	6,2	6,9	4,9	3 600	1 950	3 650	1 950

Tabelul 3

Pierderi energetice pe operații

Operație	Consum energie, kWh	Durata operației min/buc.mag.	Consum de energie, kWh/buc.	Rebut, %	Pierderi energie pe operații, kW/1 000 buc.	Total pierderi, kW/1 000 buc.
Presare	10	1,35	0,22	0,7	0,15	7,50
Sinterizare	200	1 440	4,8	1,4	6,72	
Rectificare	8	1,6	0,21	0,3	0,63	

Tabelul 4

Date comparative pentru cele două categorii de filtre

Tipul filtrului	Timp presare, h/1 000 magneți	Rebuturi, %	Pierderi de energie, kW	Pierderi prin rectificare, kg/1 0000 magneți	Productivitate
Clasic	40,16	16,70	59,38	4,65	1
Metalic	22,50	2,40	7,5	2,31	1,79

— contracția la sinterizare și compactitatea magnetului înscrise în limite medii, față de posibilitățile optime previzibile, datorită umidității remanente la crud și porozității ridicate.

Aceste deficiențe derivă din faptul că, moleculele de apă fiind polare, ele formează cu granulele de ferită asociații la interfețele cărora se manifestă forțe puternice de interacțiune, datorită valorii ridicate a tensiunii superficiale a apei de 72,75 erg/cm².

În acest context, se impune a se acționa asupra fluidului folosit la presare, în primul rînd în vederea reducerii tensiunii superficiale a acestuia.

După cum se cunoaște, modificarea unor caracteristici într-un fluid se poate face prin introducerea unor elemente active, procesul numindu-se aditivare [7].

În cadrul cercetărilor s-au preparat soluții apoase, folosindu-se substanțe tensioactive pe bază de compuși macromoleculari, deoarece acestea reduc tensiunile superficiale ale soluțiilor în funcție de procentul din amestec.

Determinarea tensiunii superficiale a fiecărei soluții s-a făcut prin metoda stalagmometrică cu stalagmometrul lui Traube.

Pentru prepararea șlamurilor s-au folosit:

— fluide cu tensiuni superficiale în gama 30—75 erg/cm²;

— pulbere de ferită de bariu cu magnetizarea specifică la o saturație de 52 Gscm³/g și suprafața specifică $S_B = 4{,}8$ m²/g.

Conținutul de solid al șlamurilor este de 64 %, iar densitatea, de 1,82 g/cm³. Experimentările s-au făcut pe prese HPA 100, cu forța specifică de presare $F_p = 2{,}5$ tf/cm².

În timpul presării, s-au determinat timpii optimi de injectare a șlamului în matrița T_i și cei de presare T_p.

După presare s-au determinat:

— densitatea la crud (ρ_c) cu densimetrul cu mercur;

— coeficientul de contracție la sinterizare prin analiza termică pe dilatometrul de pe derivatograf;

— gradul de orientare în microstructura magnetului prin măsurători la microscopul optic în lumină polarizată.

S-au analizat microscopic cîte două secțiuni perpendiculare, studiul fiind făcut la microscopul electronic cu baleiaj.

Graficele din figurile 8 și 9 prezintă evoluția densității la crud și respectiv a coeficientului de contracție la sinterizare a magneților în funcție de tensiunea superficială a fluidului de presare.

Se constată o creștere relativ constantă a densității la crud, concomitent cu scăderea contracției pînă în preajma valorii de $\sigma = 50$ erg/cm², după care are loc un salt brusc în intervalul tensiunilor superficiale de 50—40 erg/cm², iar sub valoarea de 40 erg/cm² efectele devin neglijabile.

Reducerea timpilor activi în procesul de presare datorită creșterii fluidizării prin aditivare este ilustrată în graficul din figura 10.

Graficul din figura 11 redă creșterea coeficientului de orientare peste limita de 20 %,

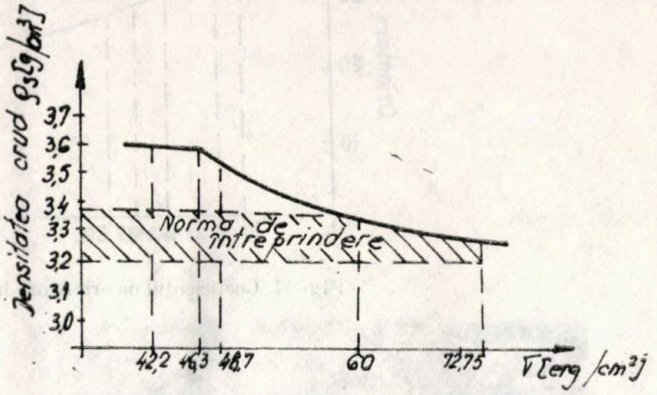


Fig. 8. Densitatea la crud în funcție de tensiunea superficială a fluidului

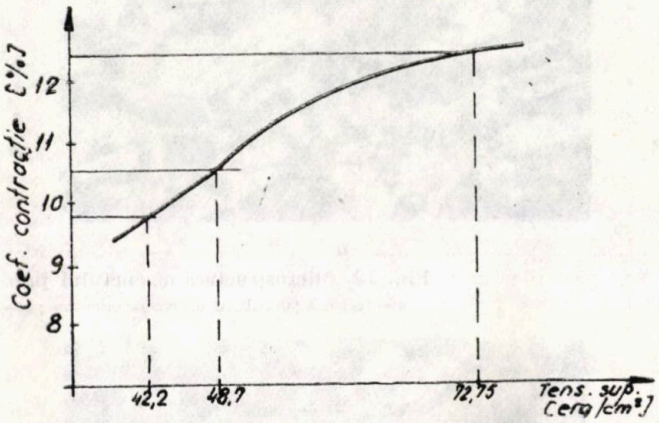


Fig. 9. Coeficientul de contracție în funcție de tensiunea superficială a fluidului

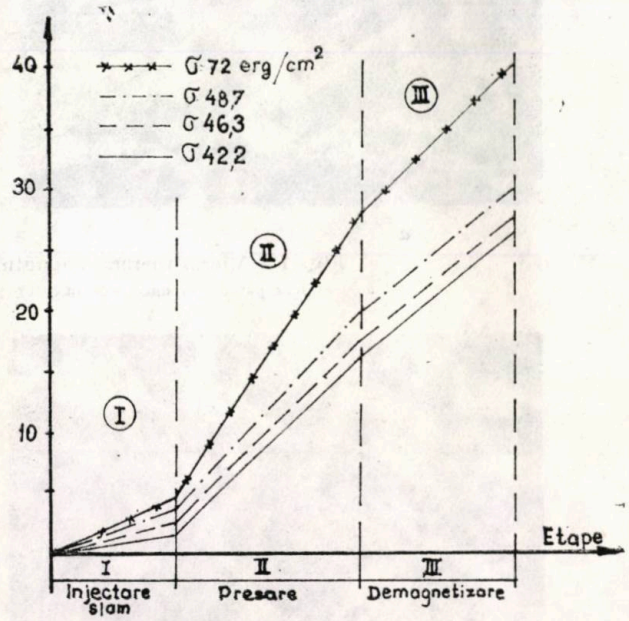


Fig. 10. Ciclograma de presare

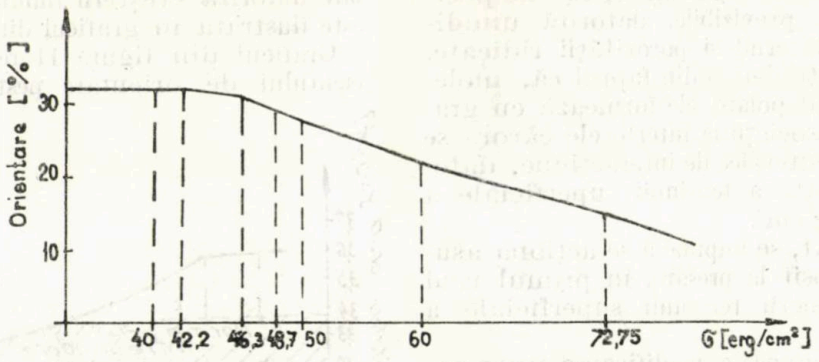
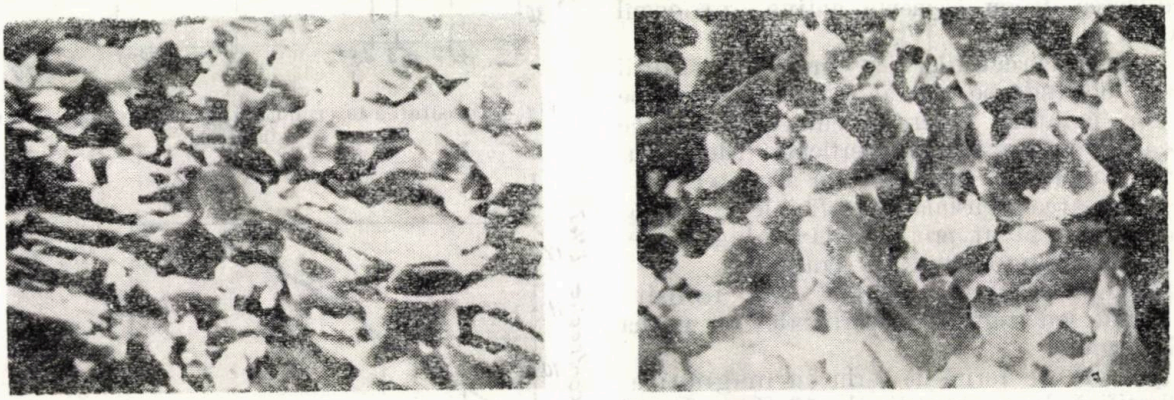
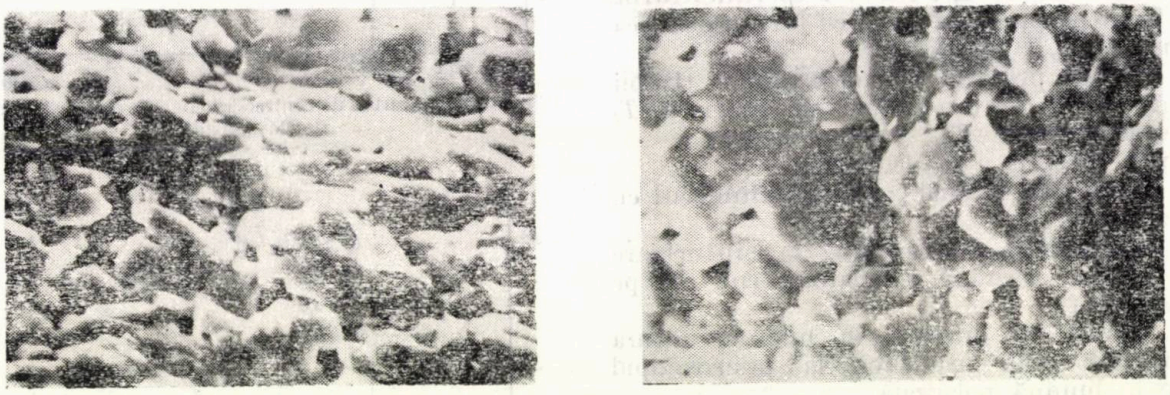


Fig. 11. Coeficientul de orientare în funcție de tensiunea superficială



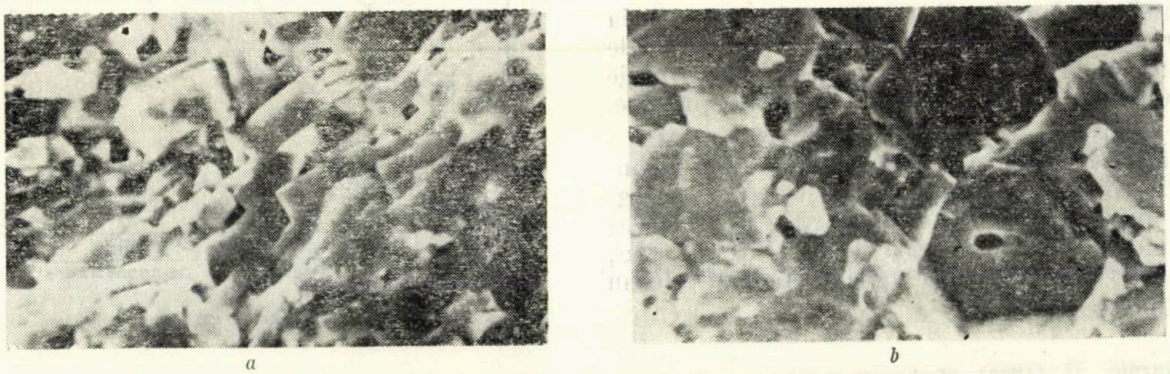
a *b*

Fig. 12. Microstructura magnetului presat din șlam cu fluid cu $\sigma = 48{,}1$:
a — secțiune paralelă cu direcția de orientare; *b* — secțiune perpendiculară pe direcția de orientare



a *b*

Fig. 13. Microstructura magnetului presat din șlam cu fluid cu $\sigma = 46{,}3$:
a — secțiune paralelă cu direcția de orientare; *b* — secțiune perpendiculară pe direcția de orientare



a *b*

Fig. 14. Microstructura magnetului presat din șlam cu fluid cu $\sigma = 42{,}2$:
a — secțiune paralelă cu direcția de orientare; *b* — secțiune perpendiculară pe direcția de orientare

în cazul utilizării fluidelor de presare aditivate. Acesta are ca rezultat calitativ îmbunătățirea caracteristicilor magnetice, în special prin prisma valorilor energiei magnetice.

Îmbunătățirea orientării, pe măsura scăderii tensiunii superficiale a fluidului, se observă în microfotografiile realizate pe microscopul electronic cu baleiaj, studiul fiind făcut pe cîte două probe din același magnet, obținute în cîte două secțiuni : paralelă cu direcția de orientare ; perpendiculară pe direcția de orientare.

Figura 12 redă microstructurile magnetului presat din șlam cu fluid cu $\sigma = 48{,}1$ erg/cm^2, figura 13 — microstructurile magnetului presat din șlam cu fluid cu $\sigma = 46{,}3$ erg/cm^2, iar figura 14 — microstructurile magnetului presat din șlam cu fluid cu $\sigma = 42{,}2$ erg/cm^2. Studiul comparativ al aspectelor microscopice în secțiunile paralel cu direcția de orientare și perpendicular pe aceasta scoate și mai bine în evidență creșterea coeficientului de orientare la scăderea tensiunii superficiale a fluidului de presare.

Concluzii

Rezultatele prezentate în lucrare permit unele aprecieri.

Prin introducerea filtrelor sinterizate din pulbere inoxidabilă se obțin următoarele avantaje :

— reducerea costului elementelor filtrante de la 261,80 la 24,15 lei/1 000 magneți ;

— reducerea pierderilor de energie de la 59,38 la 7,50 kWh/1 000 bucăți ;

— reducerea rebuturilor de la 16,7 la 7,5 % ;

— îmbunătățirea microstructurii și, în consecință, uniformizarea proprietăților magnetice pe ambele fețe ale magneților.

Utilizarea fluidelor de presare avînd tensiuni superficiale în gama 50—40 erg/cm^2 aduce următoarele avantaje :

— îmbunătățirea coeficientului de orientare pînă la 30 % ;

— creșterea densității semifabricatului crud cu pînă la 1,6 g/cm^3 față de norma de întreprindere și, implicit, scăderea coeficientului de contracție cu 1,5—2 procente.

Noile elemente filtrante permit eliminarea fluidului într-un timp mai scurt față de cele clasice, precum și reducerea unor faze la presare ; de asemenea, fluiditatea mai crescută a lichidului pentru șlam asigură timpi de injectare și de presare mai mici, ceea ce duce la o creștere globală a productivității de trei ori față de vechiul procedeu.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mangra, M. și Ioniță, V. *Studii privind îmbunătățirea unor parametri în fabricarea magneților ceramici duri*. Simpozion, Galați, aprilie, 1983.

[2] Truşculescu, M. și Mangra, M. *Influența fluidului de presare asupra magneților ceramici duri*. A II-a Conferință națională de metalurgie a pulberilor, Cluj-Napoca, noiembrie, 1983.

[3] Palfalvi, A., Szabo, L., Magyaroși, I. și Vida-Simiti, I. *Contribuții la elaborarea materialelor poroase sinterizate inoxidabile*. Simpozion, Galați, aprilie, 1983.

[4] Palfalvi, A., Szabo, L., Magyaroși și Vida-Simiti, I. *Considerații privind fabricarea și utilizarea filtrelor sinterizate inoxidabile*. A II-a Conferință națională de metalurgie a pulberilor, Cluj-Napoca, noiembrie, 1983.

[5] Vida-Simiti, I., Palfalvi, A., Szabo, L. Magyaroși, I., Tăpălagă, I. și Achimaș, G. *Caracteristici fizico-mecanice specifice ale materialelor poroase sinterizate inoxidabile*. A II-a Conferință națională de metalurgie a pulberilor, Cluj-Napoca, noiembrie, 1983.

[6] Magyaroși, I., Szabo, L., Vida-Simiti, I. și Palfalvi, A. *Exploatarea proprietăților specifice materialelor sinterizate inoxidabile la realizarea diferitelor soluții constructive de filtre*. A II-a Conferință națională de metalurgie a pulberilor Cluj-Napoca, noiembrie, 1983.

[7] Leca, A., Leca, M. ș.a. *Cercetări privind aditivarea apei în vederea reducerii pierderilor de presiune*. Buletin, I. P. București, Secția mecanică, nr. 4, 1981, vol. XLIII, p. 195—198.

Cercetări privind modificarea unor aliaje de aluminiu pentru industria aeronautică

Dr. ing. M. Ienciu, dr. ing. P. Moldovan, dr. ing. N. Panait și ing. Lidia Cristea
Institutul politehnic — București

CZ : 669.715 : 623.3

Industria aeronautică românească, în plină dezvoltare, reclamă materiale metalice cu caracteristici fizico-mecanice ridicate. În categoria acestor materiale intră și aliajele de aluminiu deformabile, cum sînt cele din sistemele Al—Mg, Al—Cu—Mg, Al—Zn—Mg și altele.

Realizarea unor aliaje de aluminiu deformabile cu granulație fină și uniformă în microstructură și macrostructură, care să reducă posibilitățile fisurării la deformare plastică, este posibilă numai în condițiile tratării în stare lichidă a acestora în vederea degazării, rafinării și modificării structurii.

În literatura de specialitate există informații privind modificarea aliajelor de aluminiu deformabile, dar complexitatea procesului de modificare nu a permis pînă în prezent construirea unei teorii unitare privind acest proces. Astfel, dependența procesului de modificare de interacțiunile atomice în timpul topirii și turnării, prezența impurităților în aliajele industriale ș.a. sînt argumente convingătoare în acest sens. Datele din literatură privind modificarea aliajelor de aluminiu sînt adesea contradictorii.

Scopul prezentei lucrări este de a cerceta mecanismul de modificare a aliajelor Al—Mg pentru industria aeronautică cu prealiaj ternar Al—Ti—B.

Tehnica experimentală

Aliajul AlMg5 de compoziție: 5,15 %Mg, 0,32 % Mn, rest %Al a fost elaborat din : Al primar, prealiaj AlMn10 și magneziu primar.

Elaborarea și tratarea în stare lichidă s-au efectuat într-o instalație complet automatizată, compusă din : cuptor de topire, unitate de filtrare-degazare, cuptor de modificare și mașină de turnare semicontinuă verticală a barelor cu diametrul 30 mm. Toate cuptoarele, de capacitate 1,5 kg, sînt electrice cu rezistoare din kanthal.

La elaborare s-a utilizat un flux de protecție de compoziție : 55 % $MgCl_2$, 20 % KCl,16 % MgF_2 și 9 % CaF_2.

Filtrarea topiturii pentru eliminarea incluziunilor nemetalice (Al_2O_3, $Al_2O_3 \cdot MgO$, Al_4C_3 ș.a) s-a efectuat printr-un strat filtrant activ, format din bile de aluminiu cu diametrul de 20 mm, îmbibate cu flux de compoziție: 58% $MgCl_2$, 26% KCl, 16% MgF_2.

Degazarea băii metalice s-a efectuat cu un amestec de Ar + 1—3 % Cl_2 (sub formă de C_2Cl_6) și burete de titan.

Filtrarea și degazarea s-au realizat la temperatura de 720°C.

Modificarea s-a realizat la temperatura de 740°C, cu titan și bor sub formă de prealiaj AlTi5B1.

După modificare, aliajele au fost turnate semicontinuu la temperatura de ~700°C, viteza de răcire fiind constantă în toate experimentările.

Instalația de automatizare a cuptoarelor conectează sau deconectează cuptoarele de la rețeaua de curent electric trifazat, reglează temperatura, semnalizează optic valorile maxime și minime ale temperaturilor, precum și limitele de cursă ale cuptorului basculant de topire, viteza de basculare a cuptorului de topire.

Instalația de automatizare a liniei de turnare asigură reglarea temperaturii de turnare, reglarea automată a poziției amorsei (bară din aliaj AlMg5) și viteza de turnare.

Din aliajul elaborat și modificat s-au prelevat probe pentru încercări mecanice și probe metalografice care au fost examinate la microscopul optic MC—5 A și la microsonda electronică.

Rezultatele experimentărilor

Dependența proprietăților mecanice de adausurile de titan și bor este redată în tabelul 1, pentru cîteva probe semnificative.

Micrografia electronică prin baleiaj (imaginea de compoziție) pentru aliajul modificat este prezentată în figura 1, la o mărire de × 600 și în figura 2, la o mărire de × 1 000.

Imaginea de raze X produsă de radiația Ti_K este prezentată în figura 3, la o mărire de × 600.

Tabelul 1

Influența conținutului de modificatori asupra proprietăților mecanice ale aliajului AlMg5 (modificat cu prealiaj AlTi5B1)

Numărul probei	Conținutul de element modificator, %		Proprietățile mecanice		
	Ti	B	R_m, daN/mm²	A_5, %	HB, daN/mm²
1	0,02	0,004	16,1	6,0	72
6	0,05	0,010	20,2	9,4	75
9	0,06	0,012	21,6	9,6	75
11	0,08	0,016	18,1	9,1	73
18	0,10	0,020	15,4	9,3	76

Fig. 1. Micrografia electronică prin baleiaj pentru aliajul AlMg5. Mărire ×600

Fig. 2. Micrografia electronică prin baleiaj pentru aliajul AlMg5. Mărire ×1 000

Discuția rezultatelor experimentale și concluzii

Din analiza rezultatelor modificării cu prealiaj AlTi5B1 se constată că proprietățile mecanice optime se obțin la conținuturi de 0,05—0,06 % Ti și 0,01—0,012 % B (raportul Ti/B fiind constant în toate probele; Ti/B = 5/1). Numărul de grăunți pe cm^2 a crescut după modificare la cca 6 000—7 000.

Din studiul microscopic al prealiajului AlTi5B1 s-a constatat că $TiAl_3$ (tetragonal cu $a = 5{,}435$ Å și $c = 8{,}591$ Å) are formă de blocuri și se află uniform dispersat în masa acestuia. Proporția de TiB_2 (de formă hexagonală) este foarte redusă.

Este evident deci că adaosul de bor micșorează solubilitatea titanului în aluminiu, conducînd la formarea unor cantități mari de $TiAl_3$.

În aceste condiții, se poate presupune că modificarea aliajului AlMg5 s-a realizat mai ales cu ajutorul particulelor de $TiAl_3$ și parțial cu ajutorul celor de TiB_2.

Particulele de $TiAl_3$, care prezintă o corespondență structurală și dimensională cu soluția solidă α pe bază de aluminiu, sînt centri ideali de cristalizare a aliajului AlMg5 la un grad de subrăcire apropiat de zero. S-a constatat practic, din examinarea probelor la microscopul optic, că particulele de $TiAl_3$ din prealiajul ternar Al—Ti—B au dimensiuni mult mai mici decît cele din prealiajul binar Al—Ti, deci prealiajul ternar este mai eficient pentru modificare decît aliajul binar.

S-a observat că micșorarea grăunților se realizează la conținuturi de titan mult mai mici decît compoziția peritectică din sistemul binar Al—Ti.

Borul modifică diagrama de fază Al—Ti, favorizînd desfășurarea reacției peritectice:

$$\text{Lichid} + TiAl_3 \rightleftarrows \text{solid}$$

la conținuturi de titan mai mici de 0,15 %.

Diborura de titan, introdusă în prealiajul ternar AlTi5B1, are o solubilitate redusă în

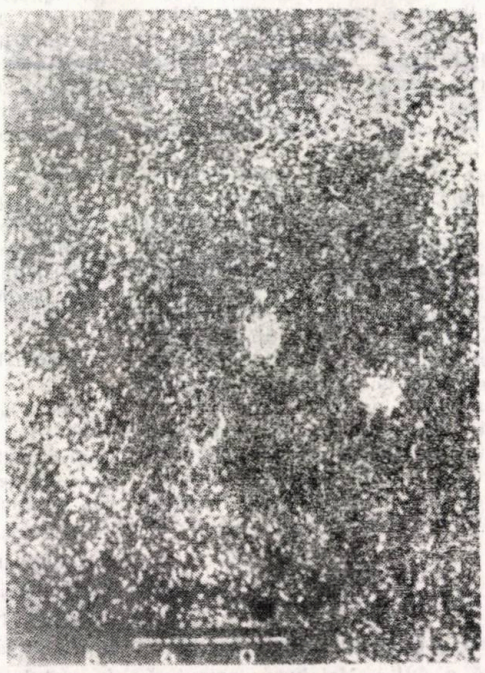


Fig. 3. Imaginea de raze X produsă de radiația Ti_{K_α} în aliajul AlMg5. Mărire ×600

aliajul lichid AlMg5 și deci acționează ca agent suplimentar de micșorare a grăunților.

De asemenea, este posibil ca TiB_2 să constituie suport pentru cristalizarea $TiAl_3$ la răcire, conform reacției :

$$\text{Lichid I} + TiB_2 \rightleftarrows TiAl_3 + \text{Lichid II}$$

Ținînd seamă de faptul că AlB_2 ($a = 3$Å, $c = 3{,}26$ Å) și TiB_2 ($a = 3{,}028$ Å, $c = 3{,}228$ Å) sînt izomorfe și au parametri apropiați, formînd faza (Al, Ti)B_2, aceasta poate duce la creșterea numărului de germeni de cristalizare în topitură.

Faza (Al, Ti)B_2 care se poate forma și din reacția :

$$\text{Lichid} \rightleftarrows (Al, Ti)B_2 + TiAl_3 + \text{solid}$$

poate servi ca germene pentru cristalizarea $TiAl_3$ în timpul răcirii.

Pentru o modificare eficientă a aliajelor AlMg5 pe fază industrială trebuie să se țină seamă și de o serie de factori tehnologici : viteza de turnare, înălțimea cristalizorului, repartiția topiturii în cristalizor etc.

În concluzie, modificarea aliajelor AlMg5 cu prealiaj ternar AlTi5B1 se realizează cu ajutorul particulelor cu conținut de titan (fig. 3) : $TiAl_3$, TiB_2 și (Al, Ti) B_2, particulele de $TiAl_3$ avînd rolul de bază în mărunțirea grăunților.

Prin modificare se obțin aliaje cu microstructură și macrostructură favorabile deformării plastice fără apariția fisurilor, care constituie materiale cu caracteristici fizico-mecanice ridicate necesare industriei aeronautice și altor domenii de vîrf ale tehnicii moderne.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bondarev, B. I. ș.a. *Modificarea aliajelor deformabile pe bază de aluminiu.* Moscova, Izd. Metallurghiia, 1979.

[2] * * * Internationale Leichtmetalltagung. Leoben-Wiena, 1981, p. 263—267.

[3] Geofrey, K. și Sigworth, I. În : Metallurgical Transactions, vol. 15 A, 1984, p. 277—282.

[4] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M., Groza, I. și Marinescu, D. *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase.* București, Editura didactică și pedagogică, 1982.

[5] Celik, M. C. și Benett, I. H. F. În : Metals Technology, aprilie, vol. 6, 1979, part. 4, p. 138.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 9, 1985

Sesiunea membrilor Societății economice siderurgice 1985, p. 483 — Asigurarea în viitor a prelucrării tablei, p. 489 — Fabricarea economică a seriilor mici prin exemplul presei de transfer triaxial, p. 493 — Tăiere economică cu mașini numerice, la prelucrarea tablei, p. 499 — Determinarea vitezei momentului de rotație și a randamentului acționărilor electrice ale presei cu excentric, p. 503 — Procedeu de măsurare a texturii cu raze X, în scopul determinării nedistructive „on-line" a parametrilor tehnologici ai benzilor din oțel laminate la rece, p. 509 — Comportarea la coroziune a aliajelor de zinc-aluminiu ale sîrmelor de oțel, p. 517 — Influența temperaturii și geometriei epruvetei asupra rezultatelor încercărilor de tracțiune la scară industrială, p. 523 — Reglarea conținuturilor scăzute de fosfor din oțel, la procedeul TBM, p. 531 — Situația energetică a R.F.G., p. 537 — Asigurarea pensiilor necesită o reformă, p. 83.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 11, 1985

Adaptarea capacității condiționată de structură, p. 601 — Metalurgia secundară în scopul obținerii unor conținuturi deosebit de scăzute de impurități în topiturile de oțel, p. 607 — Procedee de insuflare a oxigenului în cadrul tratamentelor fontei brute și oțelului, la firma Thyssen Stahl AG. Stadiul actual și dezvoltările, p. 617 — Comanda și automatizarea convertizoarelor TBM, la firma Thyssen Stahl AG, p. 623 — Desulfurarea fontei brute cu conținuturi ridicate de amestecuri de carbură de calciu și magneziu, p. 627 — Modernizarea liniei de laminare a sîrmei la uzina Schifflingen a firmei Arbed-Esch — Măsuri și rezultate de exploatare, p. 631 — Compararea determinării temperaturilor de tranziție prin încercările de tracțiune la scară industrială cu alte procedee, p. 639.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 2, 1985

Know-how-ul industriei metalurgice a R.D.G., p. 41 — Siguranța în exploatare a instalației Koste (de insuflare a prafului de cărbune), p. 42 — Tehnologia de răcire — THERMEX a oțelului-beton ecruisat termic, p. 45 — Combinatul pentru bandă de oțel VEB Bandstahlkombinat „Hermann Matern" Eisenhüttenstadt, p. 47 — Vaporizarea în vid a benzii laminate la rece, cu aluminiu, în instalația de vaporizare cu fascicul de electroni EBA 635/800 de la uzina de laminare la rece Bad Salzungen, p. 48—Emulsie cu performanțe ridicate pentru laminarea la rece a benzilor din oțel, p. 49 — Acoperirea cu plastic a țevilor din oțel și fitingurilor, p. 51 — Combinatul de țevi VEB Rohrkombinat Riesa, p. 51 — Aparat de măsurare a grosimii pereților destinat măsurării grosimii pereților țevilor laminate la cald în flux continuu, p. 55 — Metodă combinată, sîrmă acoperită/duză de presiune, în scopul trefilării în una sau mai multe etape a oțelurilor-crom și crom-nichel, p. 56 — Procedee de fabricare și regenerare a sculelor forjate în vederea realizării unor durate de funcționare lungi, p. 58—Combinatul VEB Mansfeld Kombinat Wilhelm Pieck, Eisleben, p. 59 — Combinatul VEB Kombinat Zentraler Industrie-anlagenbau der Metallurgie, p. 63 — Combinatul VEB Kombinat Metallaufbereitung, p. 67 — Recuperarea metalelor scumpe din materii prime secundare, p. 67 — Academia de științe din R.D.G., p. 69 — Tehnologia de trefilare rațională a sîrmei, p. 69 — Procedeu de sinterizare a aliajelor dure, p. 70 — Procedeu de fabricare a aliajelor dure din carbură de titan, p. 70 — Materiale de fricțiune din cupru-titan, p. 71 — Încercări tehnice de laminare efectuate pe un laminor degrosisor al unui laminor de sîrmă continuu, p. 71 — Laminarea oțelurilor beton profilate, p. 76.

Dr. ing. I. Ripoşan, ing. M. Chişamera,
prof. dr. ing. L. Sofroni
şi dr. ing. V. Brabie
Institutul politehnic — Bucureşti

Contribuţii la studiul formării structurii fontelor cu grafit vermicular (compact)*

CZ : 669.13 : 621.746.6

Utilizînd denumirea de grafit „vermicular", introdusă de către C. K. Donoho în 1961 [1], R. D. Schelleng pune bazele unei producţii controlate a fontei cu grafit vermicular, perioada 1965—1966 constituind naşterea acestei fonte [2]. Denumirea de grafit vermicular este utilizată de G. N. J. Gilbert şi M. G. Day şi pentru grafitul lamelar fin, obţinut în fontele cu conţinut scăzut de sulf [3]—[6], caracterizat însă de Benno de Lux ca grafit „coral", evidenţiindu-i gradul mare de interdependenţă (interconectare).

Un rol deosebit în evidenţierea particularităţilor grafitului coral, în special în comparaţie cu grafitul de subrăcire (grafitul D) şi cel vermicular, îl are „Al 2-lea Simpozion internaţional de metalurgie a fontei de turnătorie" din 1974 [7], care legiferează aceste denumiri, unanim acceptate în prezent, inclusiv de către autorii prezentei lucrări care în 1974 au utilizat denumirea de „grafit vermicular tip I" pentru grafitul fin, obţinut în fontele puternic desulfurate (S < 0,002 %) [8].

P. C. Liu, C. R. Loper, T. Kimura şi H. K. Park studiază morfologia grafitului coral, vermicular şi Chunky-graphite [9], în timp ce E. Campomanes şi R. Goller arată posibilitatea obţinerii grafitului coral şi în cazul turnării în forme din amestec, prin adaosuri de 0,3—0,5 % Zr [10].

Un rol important în ceea ce priveşte definirea grafitului vermicular îl are comisia 7.6 CIATF care, în anul 1979 (Düsseldorf), adoptă denumirea de grafit vermicular/compact(GV/C).

Dacă Chunky-graphite, cu o structură apropiată de cea a grafitului nodular (GN), poate fi încadrat în categoria formelor degenerate de grafit, grafitul coral şi cel vermicular constituie forme intermediare, bine definite, fontele cu aceste forme de grafit găsindu-şi largi domenii de utilizare.

În R. S. România se desfăşoară un larg program de cercetare în domeniul fontelor cu grafit V/C de circa 15 ani, pînă în prezent obţinîndu-se o serie de rezultate în ceea ce priveşte definirea, producerea şi utilizarea acestui nou tip de fontă. Rezultatele proprii, reunite cu cele din literatura de specialitate, au stat la baza elaborării unei cărţi, dedicate fontei cu grafit V/C, apărută recent [11].

* Lucrarea a fost prezentată la cel de-al 3-lea Simpozion internaţional al fontei de turnătorie, august 1984, Stockholm, Suedia şi publicată în Ed. Elsevier science publishing CO., New-York.

Structura primară (solidificarea eutectică)

Componenţa celulelor eutectice. În cazul unor fonte cu grafit lamelar (Fgl), analiza macrostructurii, la un atac cu $CuCl_2/HCl/H_2O$, a evidenţiat prezenţa a 14—18 celule eutectice/cm, în componenţa unei celule eutectice intrînd 12—30 lamele de grafit. Tratarea acestor fonte cu prealiaj FeSiCaAlTiMg a condus la formarea grafitului V/C, înregistrîndu-se în acest caz 50—100 celule eutectice/cm, ce conţin de regulă o singură separare de grafit, deci o situaţie apropiată de cea a fontelor cu GN.

În cazul unor fonte hipereutectice, de compoziţie apropiată, au fost constatate 380—560 separări de grafit V/C/mm², faţă de numai 130—280 separări de GN, în condiţii de solidificare asemănătoare. Pe baza datelor experimentale obţinute, se apreciază că la fonta cu grafit V/C se înregistrează un număr mai mare de celule eutectice faţă de Fgl şi Fgn.

O situaţie specială a fost înregistrată în cazul unor piese cu grosime mai mare de perete (50 mm) obţinute prin procedeul V, cînd solidificarea a avut loc la o viteză de răcire deosebit de scăzută. În acest caz grafitul V/C are dimensiuni mari (fig. 1, *a*), fiind însă repartizat în structură sub formă de colonii (fig. 1, *b*), grafitul nodular găsindu-se de regulă în exteriorul coloniilor (fig. 1, *b*, *c*). Urmărind repartiţia celulelor eutectice printr-un atac special ($CuSO_4/HCl/C_6H_2(OH)(NO_2)_3/C_2H_5+OH$), se constată posibilitatea ca acestea să fie formate din mai multe separări de grafit, deci să se identifice cu coloniile semnalate (fig. 1, *d*, *e*). Această situaţie nu apare însă în cazul solidificării la o viteză de răcire normală, respectiv la o grosime de 15 mm, în amestec de formare, cînd o celulă eutectică poate să conţină o singură separare de grafit (fig. 1, *f*).

Grafitul coral este caracteristic transformării eutectice (celulelor eutectice), fontele hipereutectice conţinînd grafit primar sub formă lamelară, provenit din Kish-graphite (fig. 2, *a*). În cazul fontelor hipoeutectice, celulele eutectice, conţinînd mai multe separări de grafit coral, sînt amplasate între ramurile dendritelor de austenită primară. Fontele cu grafit coral au fost obţinute prin tratament cu (FeSiCaMg + Al + Na_2Co_3).

Creşterea celulelor eutectice. Creşterea celor două componente ale celulelor eutectice (austenită-grafit) poate avea loc cuplat, cu formarea

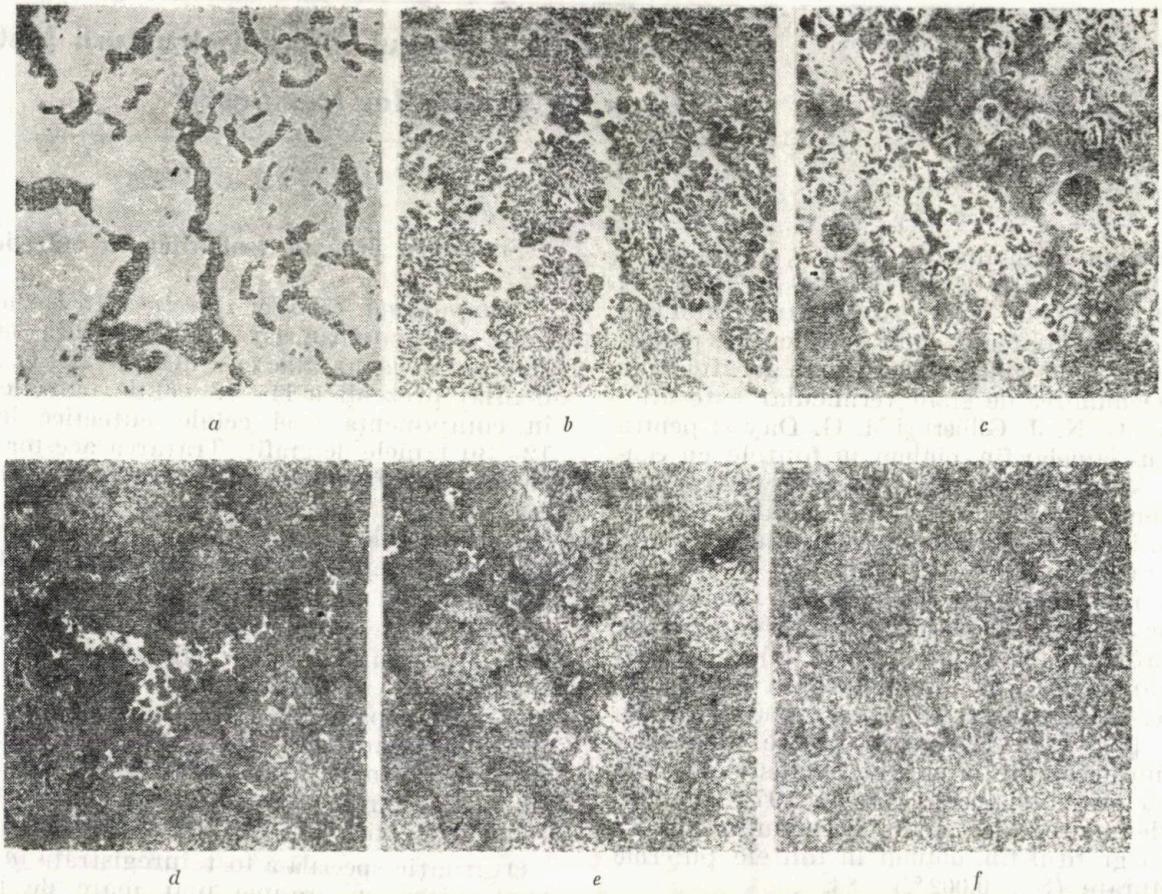


Fig. 1. Structuri tipice pentru fonta cu grafit vermicular (compact), la turnarea în forme obținute prin procedeul V(a—e) și în forme clasice (f) :
a — neatacat (100 : 1) ; b — neatacat (20 : 1) ; c — atac Nital (50 : 1) ; d, e, f — atac special (20 : 1)

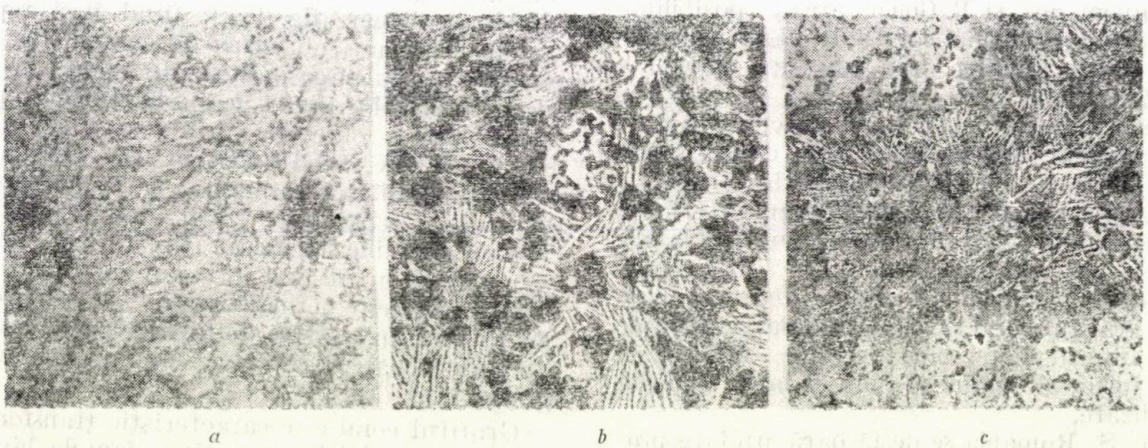


Fig. 2. Grafit coral neatacat 100 : 1 (a) și albirea inversă în cazul fontei cu grafit vermicular (b — 40 :1) și prezența unor zone cu grafit vermicular și ferită, într-o suprafață ocupată de grafit nodular și ledeburită (c — 100 :1). Atac Nital 2%

unui inel (halo) de austenită în jurul separărilor de grafit, cele două faze crescînd apoi împreună (cazul Fgn) sau independent, odată cu creșterea grafitului în fază lichidă, care se va transforma în final în austenită (cazul Fg1).

În cadrul unor lucrări publicate anterior [11] au fost urmărite condițiile de formare a celulelor eutectice în cazul fontelor cu grafit V/C, în special în raport cu fonta cu GN. În acest scop a fost urmărită distribuirea Mg și Si în masa metalică și în grafit, la 50 % GN + 50% GV/C, cu ajutorul microsondei electronice JXA-5A JEOL.

Magneziul este prezent în centrul nodulilor de grafit, într-o zonă de 1,0—1,5 μm, respectiv 10—15 % din volumul acestora, la o intensi-

tate de 150—500 impulsuri/s. În ceea ce privește fonta cu grafit V/C, Mg a fost localizat în mai multe zone, cu intensități cuprinse între 320 și 495 impulsuri/s. Concentrarea maximă a Mg se înregistrează pe zone de 0,5—1,0 μm, dar prezența Mg se extinde practic pe o zonă mai mare, cu o intensitate mai mică, în direcția

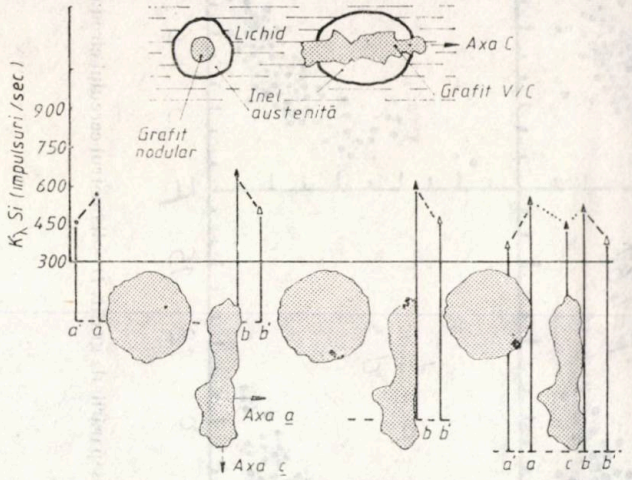


Fig. 3. Distribuția Si în masa metalică, în zonele ocupate de grafitul nodular și vermicular, și schema de formare și creștere a celulelor eutectice

vitezei maxime de creștere a grafitului. Magneziul este prezent pe circa 70 % din lungimea și 15—45 % din grosimea separării de grafit V/C, predominînd în direcția axei „*C*" de creștere a grafitului.

Urmărind distribuția siliciului în masa metalică la 3—4 μm de grafit și la contactul (interfața) cu grafitul (0,5 μm), au fost înregistrate segregații destul de importante ale acestui element, diferite însă în direcțiile *a* și *c*.

Se apreciază că învelișul (haloul) de austenită se formează în jurul nodulilor de grafit din primele momente ale apariției acestora, creșterea grafitului și austenitei avînd loc apoi concomitent. În cazul fontei cu grafit V/C, învelișul de austenită se formează doar parțial, în direcția minimă de creștere (axa *a*), capetele (în direcția axei *c*) rămînînd o perioadă mai mare de timp în contact cu faza lichidă, creșterea celulelor eutectice avînd loc deci semicuplat (fig. 3).

Prezența mai multor zone cu concentrări de Mg, pe lungimea separărilor de grafit V/C, sugerează posibilitatea existenței mai multor centre de inițiere a creșterii grafitului. Aceste zone au o dispunere concentrică a planelor bazale (0001) ale rețelei cristalografice (asemănător GN), în timp ce în rest apare o creștere preferențială în lungul planului bazal (asemănător GL), separările de grafit V/C fiind, pe ansamblu, agregate de cristale cu orientări diferite, vizibile la măriri mai mari.

Solidificarea metastabilă a fontelor cu grafit V/C. Tendința de formare a cementitei (tranziția stabil-metastabil) este direct determinată de natura elementelor de modificare (elementele nodulizante) utilizate la obținerea grafitului V/C. Ytriul determină cea mai mare sensibilitate la solidificarea în sistemul Fe—Fe_3C, în timp ce ceriul favorizează apariția cementitei în mai mare măsură decît magneziul [11].

Comparativ cu fonta cu GN, fonta cu GV/C este mai puțin sensibilă la tendința de formare a carburilor, comportarea sa fiind destul de apropiată de cea a fontelor cenușii, la aceeași compoziție chimică și viteză de răcire.

Utilizarea combinațiilor Mg—Ti—Al favorizează obținerea fontei cu grafit V/C cu o tendință mai redusă de formare a carburilor, ceea ce impune un tratament de grafitizare (inoculare) mai slab decît în cazul utilizării ceriului.

A fost remarcată tendința de albire inversă și la fonta cu grafit V/C, în cazul unor grosimi mai mari (50 mm) la un tratament cu FeSiCaAlTiMg. În zona centrală a piesei a fost constatată prezența cementitei, în restul secțiunii aceasta fiind absentă (fig. 2, *b*). În zonele cu cementită crește proporția de GN, în timp ce GV/C prezintă un grad mai mare de compactitate. În zonele ocupate de GV/C, masa metalică este caracterizată de prezența feritei, chiar dacă în apropiere există și cementită (fig. 2, *c*).

Formarea și apoi descompunerea cementitei, respectiv procesul de grafitizare indirectă, au fost urmărite de către autorii prezentei lucrări cu ajutorul dilatării inițiale, înregistrată pe curba de contracție liniară, la solidificare.

Experimentări mai recente ilustrează faptul că la fonta cu grafit V/C există o legătură strînsă între gradul de compactitate al grafitului și valoarea dilatării inițiale, această caracteristică mărindu-se odată cu apropierea grafitului de forma sferoidală.

Caracterizarea grafitului vermicular-compact (GV/C)

Pentru caracterizarea GV/C, autorii au propus în 1974 și raportul dintre lungimea (L) și grosimea (d) ale separărilor de grafit, respectiv $L/d = 2—10$, mai mare decît la GN ($L/d = 1—2$), dar mult mai mic decît la GL ($L/d > 30$) [8].

În cazul unei menținieri mai îndelungate după tratamentul cu Mg, precum și în cazul unor piese cu pereți groși, dimensiunile GV/C se amplifică (lungimea în mai mare măsură decît grosimea), astfel că raportul caracteristic devine $L/d = 10—20$.

Acest raport poate fi utilizat pentru aprecierea proprietăților mecanice [8] sau a unor caracteristici tehnologice, cum ar fi de exemplu rezistența la creștere și oxidare.

O propunere de împărțire a formelor intermediare de grafit după compactitate a fost efectuată de autori în 1974, identificîndu-se, în

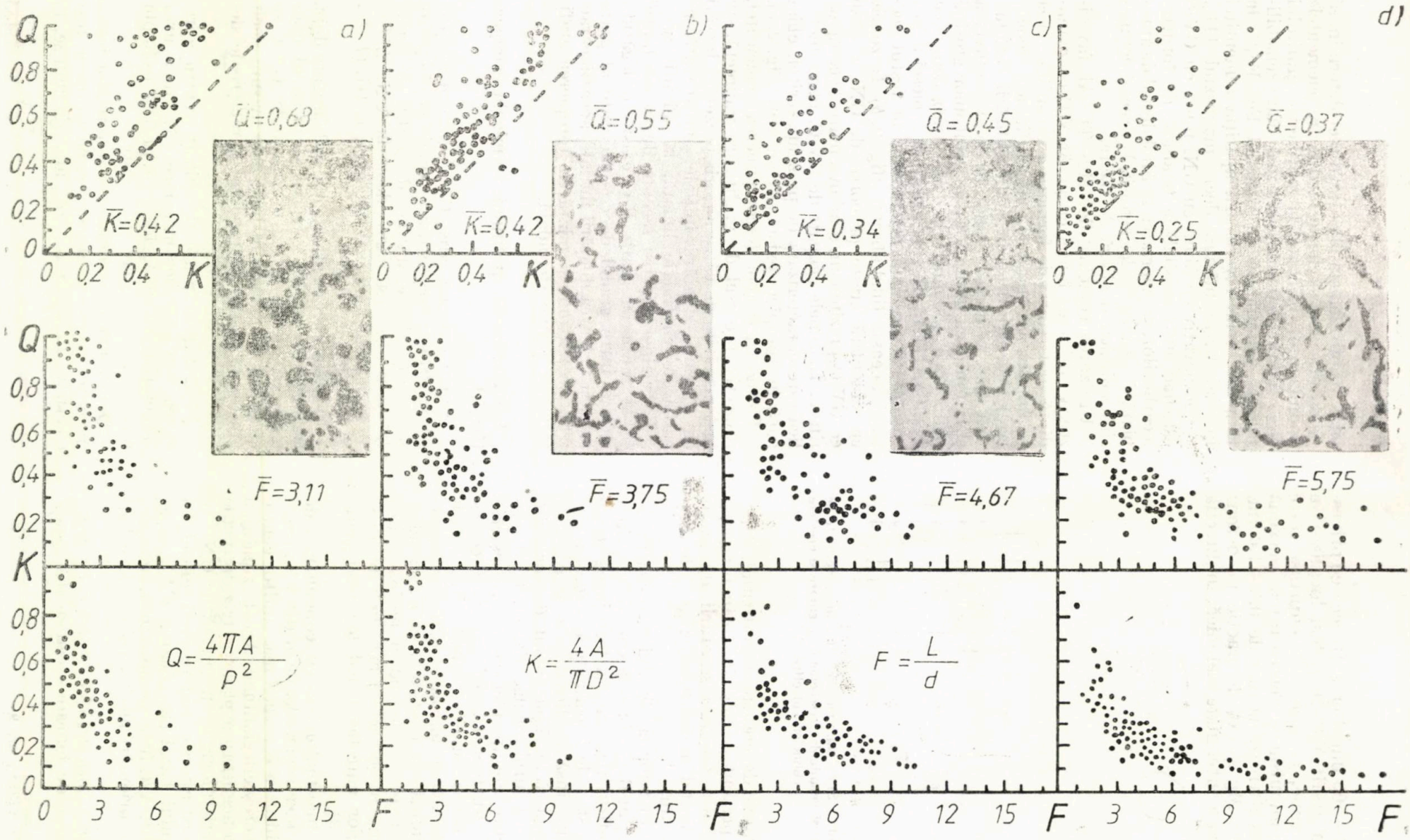


Fig. 4. Factorii de compactitate (QKF) ai GV/C (A — suprafața, P — perimetrul, L — lungimea p — grosimea separării de grafit, D — diametrul cercului circumscris separării de grafit)

afara actualului grafit coral (notat atunci GV tip I), alte două clase, referitoare la GV/C, în funcție de elementele modificatoare [8], [11].

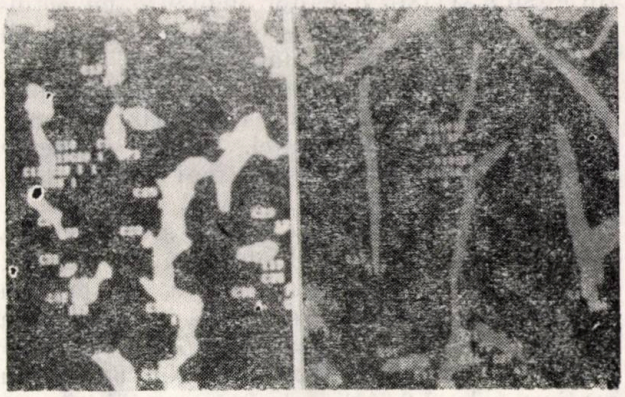
Experiența ultimilor zece ani de producere a fontelor cu GV/C, în diferite variante de tratament [11], [12], [13], confirmă faptul că cele două elemente principale de modificare (Mg și Ce) determină realizarea a două clase de GV/C din punct de vedere al compactității : separări de grafit mai compacte sub acțiunea ceriului (tip *M*) decît în cazul utilizării magneziului (tip *P*). Apelîndu-se la analiza stereologică, cu ajutorul instalațiilor OMNICON FAS II și Quantimet 720, au fost determinați o serie de factori de formă (compactitate) ai separărilor de grafit, ce permit o caracterizare mai precisă a acestora, cu luarea în considerare a raporturilor între suprafața separării de grafit și cea a cercului circumscris acesteia sau perimetrul separării, determinarea volumului separărilor de grafit, a distanței între acestea etc. [14]—[16].

În cadrul unui program de cercetare, s-au urmărit valorile unor asemenea factori, în corelație cu raportul L/d pentru grafitul V/C și coral, cu diferite grade de compactitate (fig. 4).

Determinările au fost efectuate cu ajutorul unui sistem de analiză automată a datelor și imaginilor (SAADI 1000), produs în R.S.R. În figura 4, *a* este caracterizată o structură cu un grad mare de compactitate, constituind prima etapă după fonta cu GN. Acest prim tip de GV/C prezintă următoarele caracteristici : $L/d = 1{,}5-4{,}0$ ($\bar{F} = 2-3$), $Q = 0{,}4-0{,}9$ ($\bar{Q} = 0{,}6-0{,}7$) și $K = 0{,}25-0{,}75$ ($\bar{K} = 0{,}35-0{,}50$), nedepășind de regulă lungimea de 50 μm. Grafitul V/C tipic, caracteristic unor fonte tratate cu Ce sau Mg—Ce, la o viteză de răcire normală, este prezentat în figura 4, *b*. Un asemenea grafit este caracterizat prin $L/d = 2-6$ ($\bar{F} = 3-4$), $Q = 0{,}25-0{,}65$ ($\bar{Q} = 0{,}4-0{,}6$) și $K = 0{,}2-0{,}6$ ($\bar{K} = 0{,}35-0{,}45$).

Modificarea numai cu Mg asigură de regulă un GV/C de compactitate mai redusă (fig. 4, *c*), respectiv $F = 2-10$ ($\bar{F} = 4-6$), $K = 0{,}15-0{,}5$ ($\bar{K} = 0{,}2-0{,}4$) și $Q = 0{,}2-0{,}7$ ($\bar{Q} = 0{,}3-0{,}5$). Solidificarea fontei la o viteză de răcire scăzută, respectiv la o grosime mare de perete sau la forme de turnare cu *bf* scăzut, determină apariția unor separări de grafit V/C de dimensiuni mari (fig. 4, *d*), caracterizate prin $F = 3-18$ ($\bar{F} = 5-10$), $K = 0{,}10-0{,}40$ ($\bar{K} = 0{,}15-0{,}30$) și $Q = 0{,}2-0{,}5$ ($\bar{Q} = 0{,}2-0{,}4$).

Grafitul coral este caracterizat printr-o configurație spațială complexă, din care cauză perimetrul acestuia atinge valori mai mari. În aceste condiții, factorul Q, ce caracterizează raportul dintre aria și perimetrul separării de grafit, atinge valori mai scăzute în cazul grafitului coral, respectiv $Q = 0{,}1-0{,}35$. În figura 5



a *b*

Fig. 5. Aspectul grafitului vermicular (*a* — 600 : 1) și coral (*b* — 800 : 1) obținut pe analizorul de imagini SAADI 1000

este prezentat aspectul GV/C și al grafitului coral, obținut prin analizorul de imagini SAADI, utilizat în cadrul lucrării.

Transformarea eutectoidă

Inelele de ferită din jurul nodulilor de grafit au o grosime relativ uniformă (diferențe de 10—30 %), în timp ce la GV/C grosimea acestor inele variază în limite deosebit de largi (de 2—10 ori), dar se uniformizează pe măsură ce crește compactitatea grafitului. Concentrarea siliciului în învelișul (haloul) de austenită, precum și distanța redusă între separările de GV/C favorizează difuzia carbonului în masa metalică după solidificare. Experimentările proprii au arătat că distanța între separările de GV/C este mai mică decît în cazul GN, fapt confirmat de către Y. Kondo și K.Yasue prin analiză stereologică [15], ceea ce contribuie la creșterea cantității de ferită. Inelele de ferită din jurul GV/C au o grosime cu 20—80 % mai mare decît la GN, în condiții identice de răcire.

Se apreciază că GV/C favorizează formarea unor cantități de ferită mai mari decît GN sau GL tip *A*, fiind apropiată de cea realizată sub acțiunea grafitului tip *B* și *D*. Numai grafitul coral asigură cantități mai mari de ferită.

Creșterea stabilității austenitei și limitarea difuziei carbonului pot fi realizate printr-un tratament termic de normalizare (2—3 h la 900—950°C ; răcire în aer), dar cu o eficacitate mai scăzută la grosimi mai mari de perete.

Tehnologia de fabricare a fontei cu GV/C, bazată pe utilizarea FeSiCaAlTiMg(Ce), asigură obținerea unor cantități mai mari de perlită decît în cazul utilizării numai a pămînturilor rare, indiferent de condițiile de răcire. Astfel, în cazul unor lingotiere (10 t) și poduri de turnare (25 t), la grosimi de perete de 150—300 mm, fonta cu GV/C a conținut 10—25 % P, la conținuturi remanente de 0,01—0,03 % Mg, 0,05—0,15 % Ti și 0,10—0,25 % Al.

Introducerea în compoziția modificatorilor de tip FeSiCaAlTiMg și a altor elemente cu acțiune perlitizantă a permis creșterea cantității de perlită, obținută în stare turnată.

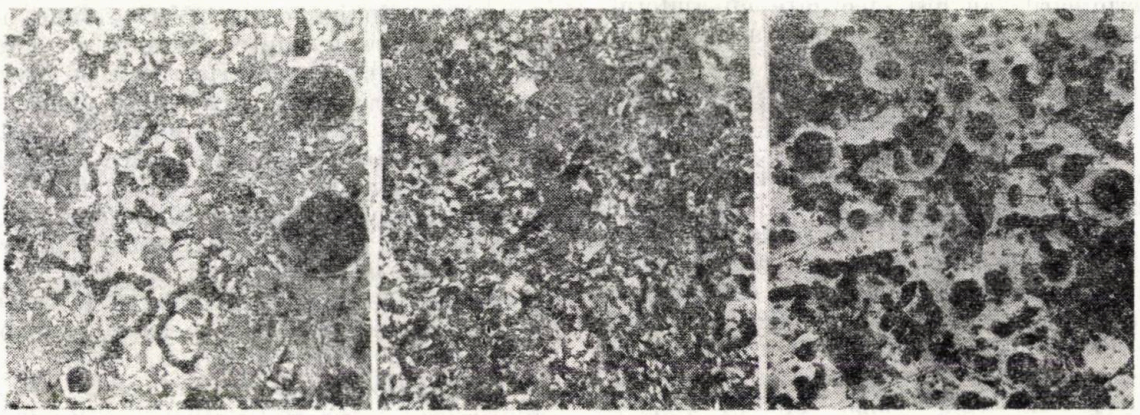
Cercetările proprii au arătat că alierea fontei cu GV/C cu Mn, Cu, Ni, Cr favorizează creșterea stabilității austenitei, aceste elemente avînd însă o putere de acțiune mai scăzută decît în cazul fontelor cu GL (cu cel puțin 30 %). Astfel, la un conținut de 4 % Si și 5 % Ni, s-a observat o structură perlitoferitică, în timp ce, la 4 % Si și 15 % Ni, structura a constat din martensită și austenită reziduală, în acest ultim caz fonta avînd $R_m = 518$ N/mm² și $A = 0{,}75$ % (probe de Ø25 mm) (fig. 6). La un conținut de 3,0 % Si, structura perlitică s-a obținut la 1,0—2,0 % Mn (Cu) sau 1,5—3,0 % Ni, iar fonta a prezentat $R_m = 400$—600 N/mm² și $A = 0{,}75$—$2{,}0$ %.

Unii factori care influențează structura fontelor cu GV/C

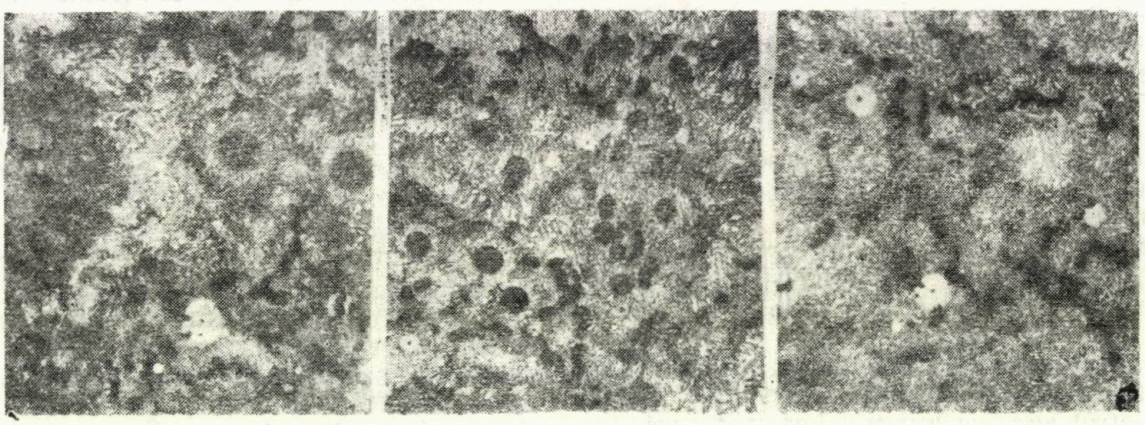
Grosimea de perete a pieselor turnate influențează direct viteza de răcire la care se realizează transformările eutectică și eutectoidă și ca atare și caracteristicile structurale ale fontelor. Trebuie remarcat faptul că în cazul unor grosimi reduse de perete (sub 10 mm) crește tendința de formare a GN și ca urmare și a celei de perlită, în timp ce la grosimi mari se înregistrează o scădere a compactității GV/C, fiind posibilă și apariția GL. Analiza structurii fontei cu GV/C în piese ca : chiulase, cochile, vane etc., la o variație a grosimii de perete în limitele 3—100 mm, evidențiază faptul că în aceste condiții a fost posibilă obținerea unor structuri cu min. 85 % GV/C (max. 15 % GN), la un raport $F = L/d = 5{,}2$—$6{,}3$. Se apreciază că fontele cu GV/C sînt puțin sensibile la variația grosimii de perete, dînd bune rezultate în cazul unor piese cu configurație complexă sau la grosimi mari de perete, la care fontele cu GN ridică multe probleme.

Geometria secțiunii pieselor turnate influențează puternic caracteristicile GN, dar are o acțiune mai scăzută în cazul fontelor cu GV/C. Atît din punct de vedere dimensional (L, d), cît și al raportului $F = L/d$, nu au fost înregistrate diferențieri semnificative între probele cu diferite geometrii (secțiune circulară, pătrată, triunghiulară), dar cu același modul de răcire, acesta încadrîndu-se în limitele $Z = 3{,}5$—10 mm.

Influența duratei de menținere după tratarea cu Mg a fost studiată de autori într-o lucrare precedentă, remarcîndu-se faptul că în cazul



a



b

Fig. 6. Structura fontelor cu grafit vermicular, aliate cu 4 %Si și 5 %Ni (*a*), respectiv 4 %Si și 15 %Ni (*b*). Atac Nital, 100:1: *1* — Ø 25 mm; *2* — Ø 40 mm; *3* — Ø 60 mm

fontelor cu GV/C stabilitatea efectului modificator este mai mare decît la fontele cu GN. Experimentări recente au arătat faptul că în cazul modificării cu FeSiCaAlTiMg stabilitatea efectului modificator poate fi mărită prin creşterea conţinutului de Mg sau prin mici adaosuri de pămînturi rare (0,05 % MM). În condiţiile utilizării FeSiCaAlTiMg7, au fost obţinute lingotiere de 10 t, la 15—33 min timp de menţinere, cu o structură conţinînd 90—100 % GV/C, cu un coeficient de compactitate $F = L/d = 3—15$, masa metalică constînd din 70—90 % ferită, fără cementită.

Elementele antinodulizante sînt utilizate ca factor activ în realizarea GV/C, în corelaţie directă cu acţiunea celor sferoidizante (Mg, Ce, La, Y) [11]. O serie de elemente, cum ar fi Ti, Al, Sb, Zn, Bi, manifestă o acţiune complexă în cazul fontelor cu GV/C, contribuind la preîntîmpinarea formării GN la grosimi reduse de perete dar şi la apariţia GL, la viteze mai mici de răcire. De exemplu, în fontele tratate cu FeSiCaAlTiMg5, adaosuri de 0,005—0,01 % Bi au asigurat peste 95 % GV/C la grosimi de perete sub 10 mm, în timp ce la fontele cu GN obţinute cu FeSiCaMg acest element a condus la pierderea efectului modificator, în mai mare măsură în cazul modificării prin procedeul Sandwich decît la modificarea în formă.

Natura formei de turnare acţionează în principal prin intermediul proprietăţilor termofizice ale acesteia şi prin posibilele interacţiuni metal-formă. Într-o lucrare recentă, a fost arătat faptul că formele realizate prin procedeul V sînt caracterizate prin $bf = 600 - 800$ W. $S^{1/2}/m^2 \cdot K$, deci o viteză de răcire scăzută. În aceste condiţii, este favorizată formarea GV/C la grosimi reduse de perete, în timp ce, la grosimi de peste 50 mm, apar separări de grafit grosolane (fig. 1). La aceste forme se remarcă un fenomen de demodificare superficială, precum şi o scădere a gradului de compactitate a grafitului de la centru spre suprafaţă, la piesele groase, datorită absorbţiei Mg sub acţiunea depresurizării. În cazul formelor din răşini furanice apare demodificarea superficială (0,1—2,5 mm) sub acţiunea S şi N, acest fenomen fiind înregistrat şi în zonele cu incluziuni din amestec de formare cu răşini furanice (fig. 7).

Fig. 7. Demodificarea superficială a fontei cu grafit vermicular, la turnarea în forme pe bază de răşini furanice. Atac Nital ; 100 : 1

Caracteristicile fizico-mecanice, tehnologice şi de exploatare

Într-o lucrare precedentă, a fost realizată o analiză complexă a fontei cu GV/C, inclusiv din punct de vedere al proprietăţilor [11], autorii aducîndu-şi contribuţia la definirea acestui material.

În raport cu fonta cu GL, fonta cu GV/C excelează în principal prin caracteristici mecanice superioare (tenacitate şi plasticitate), remarcabile fiind raportul între limita de curgere şi rezistenţa la tracţiune ($R_{0,2}/R_m = 0,66—0,85$), precum şi alungirea ($A = 1—8$ %). De asemenea, această fontă prezintă o serie de caracteristici tehnologice şi de exploatare la valori superioare, cum sînt comportarea la oxidare şi şoc termic, etanşeitatea, prelucrabilitatea, comportarea la coroziune, rezistenţa la uzare prin frecare uscată. S-a urmărit în principal definirea comportării fontei cu GV/C în condiţii caracteristice lingotierelor, componentelor motoarelor termice, formelor metalice, fitingurilor industriale, pieselor hidraulice etc. [11].

Faţă de fonta cu GN, fonta cu GV/C este caracterizată prin proprietăţi de turnare mai bune, respectiv valori mai mici ale contracţiei, o fluiditate mai bună, ca şi o tendinţă mai redusă de formare a microporozităţilor în nodurile termice [11], [12]. De asemenea, fonta cu GV/C are o prelucrabilitate mai bună, precum şi o sensibilitate mai redusă la solidificarea în sistemul metastabil (Fe—Fe_3C), deci necesită aplicarea în mai mică măsură a tratamentului termic, în vederea scăderii durităţii.

În baza experienţei proprii şi a recomandărilor comisiei 7.6 CIATF, se propune adoptarea următoarelor mărci de fontă cu GV/C : Fgv300, Fgv350, Fgv400, cu valori minime ale limitei de curgere ($R_{0\,2}$), respectiv de 200, 240 şi 280 N/mm² şi alungirea minimă (A), respectiv de 2,0; 1,0 şi 1,0 %. În ceea ce priveşte structura masei metalice, se recomandă maximum 30 % perlită (Fgv 300), 30—70 % perlită (Fgv350) şi minimum 70 %perlită (Fgv400). Pentru grafit se impune minimum 80 % GV/C şi maximum 20 % GN, dar există multe situaţii în care se poate accepta pînă la 50 % GN, în acest caz însă cu o creştere însemnată a valorilor contracţiei şi microporozităţii.

În R. S. România se află în curs de finalizare un STAS pentru caracterizarea fontei cu grafit vermicular turnată în piese, ce cuprinde mărcile cu caracteristicile de mai sus.

BIBLIOGRAFIE

[1] Donoho, C. K., În : Modern Castings, S.U.A., nr. 40, iulie, 1961, p. 65/71.
[2] Schelleng, R. D. Patent M. Britanie, nr. 1.069.058, 26 aprilie, 1966.
[3] * * * Patent Austria, nr. 263.833.
[4] Nechtelberger, E., Puhr, H., Nesselrode J. B. şi Nakayasu, A. 49 CIATF, Chicago, aprilie, 1982.
[5] Day, M. G. În : BCIRA Journal, Anglia, ianuarie, 1970.
[6] Gilbert, G. N. J. Patent M. Britanie, nr. 1.316.438, 9 mai, 1970.
[7] * * * Proceedings of the SCI 2, George Publishing Co., St. Saphorin, 1975.
[8] Sofroni, L., Ripoşan, I. şi Chira, I. În : Proceedings of the SCI, nr. 2, 1975, p.179—195.
[9] Liu, P. C., Loper, C. R., Kimura, T. şi Park, H. K. În : Giesserei-Praxis, R.F.G., nr. 13—14, 1981.
[10] Campomanes, E. şi Goller, R. În : AFS Transactions, S.U.A., nr. 83, 1975, p. 55—62.
[11] Ripoşan, I. şi Sofroni, L. *Fonta cu grafit vermicular*. Bucureşti, Ed. tehnică, 1984
[12] Ripoşan, I., Chişamera, M. şi Sofroni, L. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 10, 1983, p. 511—519.
[1] Chişamera, M. şi Gheorghe, I. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1983, p. 185—189.
[14] Tanaka, Y., Saito, H. şi Ikawa, K. În : Imono, Japonia, nr. 4, 1981, p. 187—192.
[15] Kondo, Y. şi Yasue, H. În : Imono, Japonia, nr. 12, 1980, p. 675—680.
[16] Tsutsumi, N., Imamura, M. şi Sakuma, Y. În : Imono, Japonia, nr. 9, 1980, p. 536—541.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 3, 1985

Asigurarea calităţii prin încercarea materialului la rupere mecanică, p. 81 — Cercetări privind mecanica ruperii la oţelurile de îmbunătăţire mediu şi înalt aliate, p. 88 — Evaluarea tenacităţii elementelor de construcţie din oţeluri de construcţie cu rezistenţă mai mare, în condiţii de solicitare la şoc, p. 93— Evaluarea tenacităţii din perspectiva mecanicii ruperii oţelului 30 CrMoV9, p. 100 — Estimarea duratei de exploatare cu ajutorul unui computer, prin utilizarea mecanicii ruperii, p. 103 — Descrierea matematică a curbei temperatură-rezilienţă, p. 106 — Asupra fractografiei ruperii la oboseală a oţelurilor nitrurate, p. 107 — Microfractografie cantitativă drept criteriu de apreciere a oţelurilor de înaltă rezistenţă, topite în condiţii diferite, p. 111 — Corelaţii între indicii încercării de îndoire prin lovire cu probe crestate şi tenacitatea dinamică la rupere, p. 115 — Conlucrare fructuoasă în domeniul mecanicii ruperii în cadrul CAER, p. 118.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 4, 1985

Cercetări asupra clorurării argilei în pat fluidizat, p. 121 — Influenţa luării probelor şi a prelucrării suprafeţei asupra conţinutului de oxigen la prepararea probelor de analiză a aluminiului, p. 126 — Rezultate experimentale asupra dizolvării fazelor şi omogenizării aliajelor de AlMgSi turnate continuu, p. 130 — Cercetări privind stabilitatea fazei α suprasaturate din aliajul AlMg 8,65, p. 137 — Influenţa activării mecanice asupra descompunerii termice şi a comportării la dizolvare a calcopiritei, p. 138 — Procesul de ardere sulfatată a piritei prăjite pretratate, p. 143 — Contribuţie la caracterizarea materialului şi la deformabilitatea aliajelor Sn—Zn, p. 146 — Contribuţie la metalografia aliajelor feromagnetice MnAlC, p. 150 — Noi metode ale analizei de activare a neutronilor şi aplicarea lor în metalurgie, p. 155 — Contribuţie la teoria acumulării avariilor şi despre aplicarea ei la alegerea materialului pentru organele de maşini, p.158

Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1985

Tehnologii moderne şi materiale fabricate în uzina de oţeluri de calitate VEB Edelstahlwerk „8 Mai 1945", Freital, p. 161 — Studii asupra echipamentului de optimizare a utilizării oxigenului la procedeul de topire primară cu plasmă, p. 169 — Studiu asupra utilizării oxigenului în cadrul procedeului de topire primară cu plasmă, prin utilizarea unui echipament special, p. 174 — Concepţia unui procedeu de elaborare a fontei brute, cu consum de energie redus, p. 180— Îmbunătăţirea combustibililor şi energiei termice, prin perfecţionarea nivelului tehnico-organizatoric al producţiei, p. 184 — Cîteva elemente nedozabile din zgurele de oţelărie, p. 187 — Proprietăţi ale suprafeţelor limită ale sistemelor metalurgice, cu considerarea în special a conţinutului de sulf din zgurele $CaO - Al_2O_3 - CaF_2$, p. 193 — Procese de scădere a rezistenţei austenitei din oţelurile de construcţie nealiate şi microaliate cu titan, p. 194 — Încercări asupra influenţării rezistenţei la coroziunea pătrunsă a oţelurilor crom-nichel anticorosive, prin măsuri metalurgice, p. 199.

Giesserei, R.F.G., nr. 4, 1985

Cauze ale pierderii neaşteptate a rezistenţei mecanice a miezurilor în cutii reci, p. 83 — Metode de determinare a aportului de nisip de miezuri refolosit la materialele de formare, p. 89 — Sinteză bibliografică anuală (urmare). Partea 1. Materii prime. Regenerare şi preparare. Procedeu de formare cu nisip legat cu argilă, p. 92.

Dr. ing. C. Catrinoiu
Combinatul siderurgic—Hunedoara

Posibilități de fabricație a oțelurilor cu limită de curgere ridicată pentru armarea betoanelor

CZ : 669.14 : 691.87

Asimilarea unor noi profile laminate cu caracteristici superioare în siderurgie constituie o rezervă potențială a economiei naționale, care duce la micșorarea consumului de metal în construcții, la micșorarea consumului de feroaliaje folosite în elaborarea oțelurilor, la deschiderea perspectivei de execuție a unor elemente de construcții mult mai rezistente și la mărirea gamei sortimentale a produselor care se pot exporta.

În contextul acestor obiective, la Combinatul siderurgic—Hunedoara, după anul 1954, s-au inițiat cercetări pentru îmbunătățirea și diversificarea oțelurilor laminate în profile netede și crenelate pentru armarea betoanelor.

Oțelul cu limita de curgere cea mai ridicată, care se fabrica la acea dată la Combinatul siderurgic—Hunedoara și la Întreprinderea „Laminorul"—Brăila sub formă de țaglă, iar la U.M. „Grivița"—București sub formă de profil, era OL 52 cu limita de curgere de minimum 34 kgf/mm².

În noul standard — 438/61 — au apărut patru tipuri de profiluri cu caracteristici mecanice înalte, și anume : PC 52, PC 60, Tor 47 și Tor 57.

Datorită costurilor ridicate și caracteristicilor mecanice de rezistență mai mici la Tor 47 și Tor 57, față de PC 52 și PC 60, fabricația oțelului beton ecruisat la rece prin torsionare s-a oprit, extinzîndu-se fabricația mărcii PC 52 în toată gama dimensională și PC 60 ; de asemenea, s-au început cercetările pentru PC 90.

Valoarea carbonului echivalent (Ce), determinată de relația : $Ce = \%C + \frac{\%Mn}{6}$, nu trebuie să depășească 0,5 %.

În perioada de îmbunătățire a STAS 438, din partea constructorilor s-a propus asimilarea mărcii PC 100 , cu următoarele caracteristici de rezistență : $R_{p0,2}$, min. 70 daN/mm² ; R_m, min. 100 daN/mm² ; A_5, min. 9 % ; îndoire la 90° pe dorn cu $Ø = 4d$.

Comparînd prescripțiile diferitelor norme străine cu STAS 438/80, se constată că oțelurile cu profil periodic, standardizate în Republica Socialistă România pentru armarea betoanelor, au caracteristici echivalente, în unele cazuri chiar mai mari.

Pentru asimilarea în fabricație a mărcii PC 90 și PC 100 la Combinatul siderurgic — Hunedoara, s-au făcut cercetări experimentale pe 20 de șarje cu analiza chimică diferită, cu următorul flux tehnologic : elaborarea în cuptor cu inducție de 100 kg, turnarea de blocuri în forme de nisip uscate, forjarea blocurilor în bare cu diametrul de 25 mm, strunjirea la diametrul 20 mm.

Epruvetele de tracțiune și îndoire s-au executat pe următoarele stări de tratament : forjat, forjat și normalizat, forjat și recopt, forjat-călit-revenit.

Din datele obținute, rezultă că fabricația mărcilor PC 90 și PC 100 este posibilă numai cu un tratament secundar după laminare.

În cadrul Combinatului siderurgic—Hunedoara, existînd un cuptor tunel continuu de tratament al profilelor, s-a creat posibilitatea verificării posibilității fabricației acestor mărci de oțel la scară industrială.

Prin selecția rezultatelor, în funcție de costuri și dependență a fabricației de importuri, s-au ales pentru experimentare pe cale industrială mărcile cu compoziție chimică prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Numărul șarjei	Compoziția chimică, %						
	C	Mn	Si	P	S	Cr	V
1	0,40	1,46	0,67	0,029	0,036	0,51	0,15
2	0,65	1,26	1,31	0,020	0,020	0,16	0,03
3	0,62	1,01	1,30	0,032	0,033	0,13	0,01
LIB	0,68	0,48	0,21	0,025	0,029	0,04	—
4	0,20	1,46	0,45	0,035	0,035	0,06	0,06
5	0,23	1,52	0,47	0,038	0,036	0,06	0,06
6	0,20	1,40	0,26	0,035	0,028	0,09	—
7	0,23	1,60	0,40	0,045	0,029	0,06	—
8	0,20	1,43	0,23	0,034	0,036	0,09	—

Obs. Conținuturile de cupru și nichel au fost sub 0,30 %.

Pentru verificarea posibilității fabricării mărcii PC 90 și din șarja cu analiza chimică apropiată de OLC60, care se produce în mod curent și pentru alte sortimente de laminate, a fost aleasă pentru experimentare șarja *LIB*, redată în tabelul 1.

Șarjele *4*, *5*, *6* din tabelul 1 sînt de tipul PC 60, la care, se știe din practica industrială, în stare laminată și normalizată nu se obțin caracteristicile tipului PC 90, dar prezintă interes pentru starea de călit-revenit, prin care se pot obține rezultate foarte bune pentru limita de curgere. Șarja *8* este de marcă PC 52 și prezintă interes practic pentru starea de călit-revenit.

Șarjele *1* și *2* au fost elaborate în cuptor electric de 100 t, șarja *3* — în cuptor Martin de 100 t, iar celelalte șarje din tabelul 1 sînt elaborate în cuptoare Martin de 400 t.

Toate experimentările au fost efectuate pe linia de profile mici din Combinatul siderurgic — Hunedoara.

După executarea încercărilor de tracțiune pe stare laminată la șarja *1*, fabricată în dimensiunile Ø 14, 16, 18, 20, 25 și 28 mm, s-au obținut următoarele rezultate:

— limita de curgere — peste 59 daN/mm² la toate dimensiunile, exceptînd Ø 28 mm, la care au existat valori și de minimum 58 daN/mm²;

— rezistența la rupere — corespunzătoare la Ø 14, 16, 18 și 25 mm, iar pentru Ø18 și 28 mm au fost realizate și valori de minimum 85 daN/mm², respectiv sub 89 daN/mm², valoare minimă prescrisă pentru PC 90;

— valorile alungirilor — cu dispersie foarte mare, respectiv între 1—15 %, majoritatea sub limita minimă de 12 % prescrisă la PC 90.

Datele obținute la această șarjă pe starea laminată atestă că acest profil se poate obține numai printr-un tratament secundar.

Pe bare din PC 90 obținute la șarja *1* au fost efectuate diferite tratamente termice în laborator (recoacere, normalizare, călire + revenire, revenire), soluția tehnologică de fabricație pe cale industrială fiind revenirea barelor într-un cuptor continuu.

După aplicarea acestui tratament secundar la o cantitate de aproximativ 60 t de tip PC 90, executate din șarja *1*, au fost obținute caracteristicile mecanice prezentate în figurile 1, 2 și 3 pentru dimensiunile Ø 16 mm, 18 mm, 28 mm.

Din datele obținute, rezultă următoarele:

— limita de curgere pentru toate dimensiunile s-a realizat mult peste valoarea minimă admisă, de 59 daN/mm², respectiv 73 daN/mm² cea mai mică, aceasta fiind corespunzătoare pentru PC 100;

— la rezistența de rupere, toate valorile obținute au fost peste 89 daN/mm², cu mențiunea că, pentru dimensiunile Ø 14 mm, 20 mm și 28 mm, s-au obținut și valori pînă la 89 daN/mm², dar foarte puține;

— pentru alungire, au existat puține valori sub 12 %, respectiv peste 10,5 %, ceea ce atestă că este necesar a se mări puțin temperatura și timpul de revenire.

Toate barele tratate termic s-au îndoit, fără a se rupe, pînă la 90°, majoritatea îndoindu-se la 180°, fără fisurare.

Din datele prezentate, rezultă că atît PC 90, cît și PC 100 pot fi realizate din oțel similar cu șarja *1*, operîndu-se, însă, mici modificări ale tehnologiei de fabricație, după cum urmează:

— introducerea unei răciri suplimentare cu apă în linia de laminare, pentru ca în stare laminată oțelul să se obțină cu structură de călire;

— mărirea temperaturii de revenire pe zone cu aproximativ 10—20°C pe fiecare zonă;

— mărirea duratei de revenire pînă la maximum 4 h și 30'. La șarjele *2* și *3*, în stare lam-

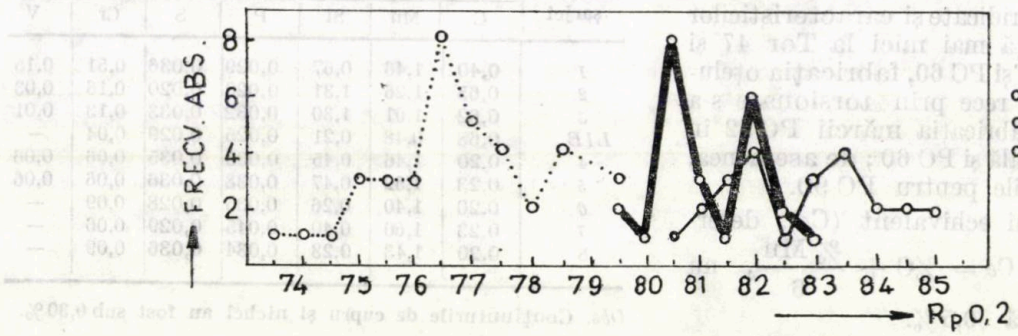


Fig. 1

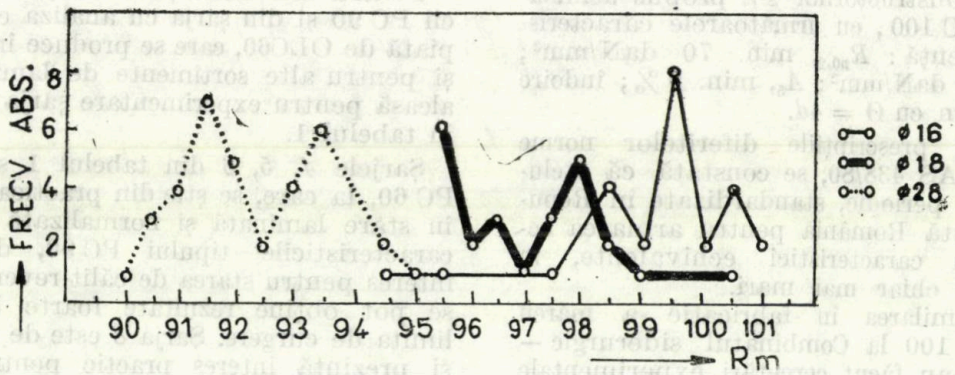


Fig. 2

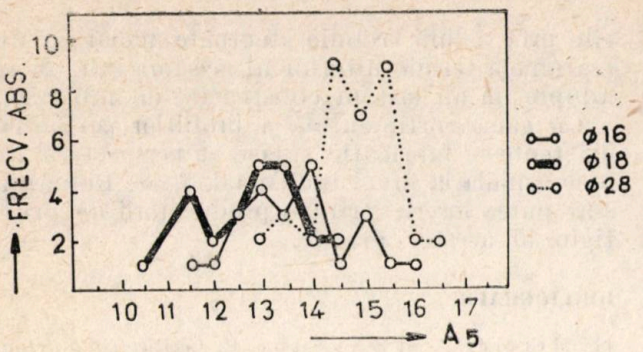


Fig. 3

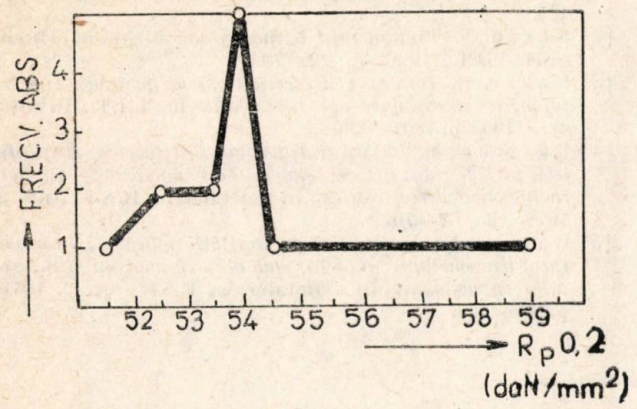


Fig. 4

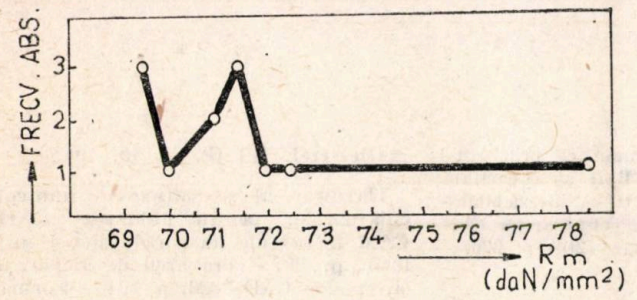


Fig. 5

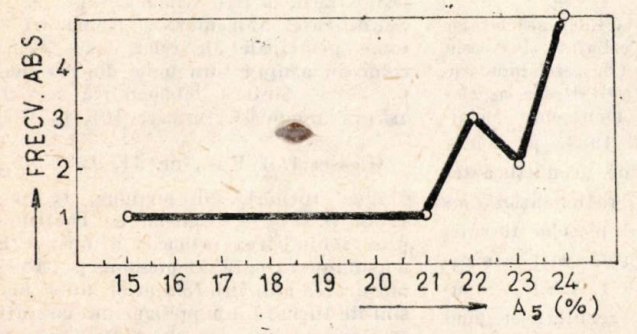


Fig. 6

nată, tratate termic, s-au obținut valori inferioare pentru alungire și îndoire.

Din șarja *3*, corespunzătoare mărcii 65Mn11, nu s-au putut obține caracteristici mecanice de rezistență și alungire pentru marca PC 90, atît în stare laminată, cît și cu tratament secundar de revenire.

La profilele realizate din șarja *LIB*, în stare laminată, valorile caracteristicilor mecanice de rezistență sînt mult sub limitele prescrise pentru marca PC 90, însă, printr-un tratament termic de călire la 810°C în apă și revenire la 500°C, cu răcire în aer, s-au obținut rezultatele prezentate în diagramele din figurile 4, 5 și 6.

Din valorile prezentate în figurile 4, 5 și 6, rezultă următoarele :

— limita de curgere este sub 59 daN/mm² dar nu mai puțin de 51 daN/mm²;

— rezistența la rupere s-a realizat mult sub 89 daN/mm², cu majoritatea valorilor cuprinse între 69,5 și 72,5 daN/mm²;

— pentru alungire, au fost obținute valori foarte bune și la marca PC 90.

Rezultatele obținute cu această marcă atestă că, prin tratament termic secundar, nu poate fi realizată marca PC 90, ci numai un produs cu caracteristici cuprinse între cele ale mărcilor PC 60 și PC 90, similar cu Fe 850 după EURONORM.

Laminatele din marca PC 60 supuse procesului de călire în apă au valori pentru $R_{p0,2}$ și R_m foarte ridicate, bune chiar și pentru PC 90, însă valorile alungirii sînt foarte mici; de asemenea, majoritatea epruvetelor se rup în procesul de îndoire la unghiuri sub 90°.

Prin tratamentul de călire în apă și revenire la 420°C, cu răcire în aer, la șarja *4* s-au obținut caracteristici mecanice bune pentru PC 90, cu excepția rezistenței la rupere, unde s-au obținut și valori de 80 daN/mm²; de asemenea, la încercarea de îndoire pînă la 180°, epruvetele nu s-au fisurat. La șarja *5* — Ø 18 mm, s-au obținut valori corespunzătoare mărcilor PC 90 și PC 100 pentru $R_{p0,2}$ și R_m, însă valori sub limită pentru A_5. Unele epruvete, în cazul acestei șarje, s-au fisurat la încercarea de îndoire, înainte de a se ajunge la 90°.

Se poate trage concluzia că, dintr-un oțel cu analiza chimică corespunzătoare mărcii PC 60, se poate obține un profil periodic cu limită de curgere și alungire corespunzătoare pentru marca PC 90, însă cu valori mult mai scăzute pentru R_m, și anume în domeniul 75—95 daN/mm².

S-au mai efectuat experimentări cu șarjele *7*, *6* și *8* — PC 52, din care au fost laminate profile periodice și s-au supus tratamentelor de călire și, de asemenea, de călire-revenire.

Rezultatele caracteristicilor mecanice ale acestor șarje, pe trei stări (laminat, călit, călit + revenit), evidențiază că din PC 52 prin călire și revenire se poate obține un profil cu următoarele caracteristici : $R_{p0,2}$, min. 55 daN/mm²; R_m, 70—90 daN/mm²; A_5, min. 12 %; îndoire corespunzătoare pînă la 90°.

Cercetările efectuate la scară industrială au demonstrat că există posibilitatea fabricației

în bare Ø 14—28 mm a următoarelor sortimente de profile periodice cu limită de curgere ridicată :

— PC 52 în stare laminată, din oţel slab aliat cu mangan ;

— PC 60 în stare laminată, din oţel slab aliat cu mangan şi microaliat cu vanadiu ;

— PC 70, cu $R_{p0,2}$, min. 55 daN/mm^2 ; R_m, 70—90 daN/mm^2 ; A_5, min. 14 % şi îndoire corespunzătoare pînă la 90°, dintr-un oţel similar cu PC 60 sau PC 65, dar în stare călit-revenit ;

— PC 90 în stare laminată şi cu revenire ca tratament secundar, dintr-un oţel similar cu analiza chimică a şarjei *1* cercetate ;

— PC 100 în stare laminată şi cu revenire ca tratament secundar, dintr-un oţel similar cu şarja *1*, dar cu conţinuturi puţin mai ridicate de siliciu (în medie 0,50 %) şi de carbon (în medie 0,47 %).

La gama sortimentală de oţeluri cu limita de curgere peste 50 daN/mm^2, trebuie pusă de acord între producător şi constructor tehnologia de îmbinare a barelor, deoarece îmbinările prin sudură trebuie efectuate numai cu un tratament termic ulterior al acestora sau să se adopte un alt sistem constructiv de îmbinare.

Cu gama sortimentală a profilelor periodice existente în fabricaţie şi cele cu perspectivă de a se asimila la nivel industrial, R. S. România s-ar putea înscrie printre producătorii de prestigiu ai acestor profile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mercier, A. şi Lavêque, R. *Contribution à l'étude des aciers de construction à haute teneur en manganèse.* În : Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 5, 1970, p. 413—425.

[2] Sassu, N. *Tratamentul termomecanic al oţelului.* Bucureşti, I.D.T., 1966, p. 22—70.

[3] Fazen, R. *Influence des conditions de laminage sur les propriétés mécaniques des tubes forts.* În : C.I.T., Franţa, nr. 7, 1965, p. 1801—1806.

[4] Catrinoiu, C. *Studiul posibilităţii fabricaţiei profilelor periodice din oţeluri slab aliate şi microaliate, turnate în lingotiere direct conice.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1978, p. 67—70.

[5] Catrinoiu, C. *Studiul posibilităţii aplicării tratamentului termomecanic la oţelul slab aliat cu mangan şi microaliat cu vanadiu.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1979 p. 220—224.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 6, 1985

Contribuţie la metalurgia topirii oţelurilor înalt aliate în cuptorul de inducţie, p. 133 — Noi dezvoltări în domeniul cuptoarelor de topit cu vatră pentru aluminiu, încălzite cu combustibil, p. 138 — Măsuri organizatorice de îndepărtare a elementelor de pericol din turnătorii, p. 144 — Sinteză bibliografică anuală (urmare 22). Fontă de turnătorie cu grafit lamelar, p. 148.

Giesserei, R.F.G., nr. 7, 1985

Tehnica turnării — Raportul anual pe 1984 al VDG. Din activitatea Asociaţiei specialiştilor turnători germani, p. 161 — Institutul pentru tehnica turnării, în anul 1984, p. 194.

Giesserei, R.F.G., nr. 8, 1985

Turnare de precizie chiar în condiţiile absenţei gravitaţiei, p. 213 — Toleranţe dimensionale ale pieselor turnate, conform ISO 8062, p. 216 — Turnarea în jurul inserţiilor metalice prin utilizarea unor aliaje de lipit cu capacitate de topire înaltă, p. 219 — Sinteză bibliografică anuală asupra cuptoarelor electrice de topire (urmare 20), p. 226.

Giesserei, R.F.G., nr. 9, 1985

Raport asupra activităţii asociaţiilor Deutscher Giessereiverband şi Verein zur Förderung der Giesserei-Industrie 1984, p. 247 — Din activitatea asociaţiei Gesamtverband Deutscher Metallgiessereien pe anul 1984, p. 265 — Crearea unor unităţi de producţie autonome, ca principiu al raţionalizării tratamentului ulterior al pieselor turnate, p. 271 — Formarea profesională a maiştrilor turnători în ţările C.A.E.R. — expunere comparativă a rezultatelor unui sondaj, pe. 274 — Sinteză bibliografică anuală asupra oţelului aliat turnat (urmare 22), p. 276.

Giesserei, R.F.G., nr. 10, 1985

Hardware-ul şi Software-ul minicalculatoarelor pentru utilizarea CAD/CAM în secţiile industriale mici şi mijlocii, p. 287 — Procedeul de alegere a sistemelor CAD/CAM, p. 294 — Formarea profesională privind modelele şi construcţia formelor metalice, în şcoala profesională de la Bad Wildungen, p. 298 — Solidificare, alimentare şi deformare — teme principale ale celui de-al 27-lea colocviu asupra turnătoriei din Aachen, p. 300 — Sinteză bibliografică anuală asupra modelării (urmare 10), p. 303.

Giesserei, R.F.G., nr. 11, 1985

Ziua turnării sub presiune, R.F.G., 1985, p. 311 — Economii de cheltuieli prin schimbarea raţională a formei la maşina de turnare sub presiune, p. 313 — Măsurarea alungirii coloanelor unei maşini de turnare sub presiune în condiţii statice şi dinamice de exploatare, p. 317 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei de turnătorie aliate (urmare 22), p. 317.

Ing. T. Alexandru și ing. Ed. Pflanzer
Întreprinderea de mașini grele — București

Cercetări experimentale asupra oțelului ORISF-2 pentru fabricația conectorilor destinați platformelor de foraj marin

CZ : 669.14 : 622.242

Dintre piesele forjate folosite la construcția metalică a platformelor pentru foraj marin fac parte și conectorii tată și conectorii mamă ca elemente intermediare sudate, cu ajutorul cărora se transmite întreaga sarcină la cei patru stîlpi ce sînt așezați pe fundul mării.

Aceste piese, ale căror formă și dimensiuni sînt prezentate în figurile 1, *a* și *b*, sînt executate din oțel slab aliat de construcție ORISF-2, cu următoarea compoziție chimică :0,17—0,23% C; 0,95—1,25 %Mn; 0,35—0,65 % Si; 0,05—0,15 %Mo; ⩽0,10 %V; ⩽0,30%Cr; ⩽0,30% Ni; ⩽0,30%Cu; ⩽0,024% P; ⩽0,024%S; ⩽0,025%Al; ⩽0,015 $\%N_2$.

Deși aceste piese sînt simple ca formă și executate dintr-un oțel moale, cu plasticitate foarte bună, conectorii tată au pus probleme speciale la controlul defectoscopic cu ultrasunete, condiție impusă suplimentar pentru a putea garanta livrarea unor piese cît mai bune.

Oțelul ORISF-2 folosit este elaborat în cuptoare electrice bazice cu arc, degazat în oală într-o instalație RH și turnat apoi în lingouri poligonale de tip F975, avînd 14,7 t/buc., folosind turnarea indirectă prin sifon, sau lingouri poligonale de tip F1300, avînd masa de 28,6 t/buc. turnate direct.

După răcirea pînă la 750—800°C, lingourile se preiau în stare semicaldă la forjă, unde sînt supuse procesului de prelucrare prin forjare pe presa de 60 MN, astfel : un lingou poligonal cu 24 laturi de 28,6 t/buc.. avînd următoarele dimensiuni : diametrul mediu 1 332 mm, lungimea corpului 1 990 mm și înălțimea maselotei de 800 mm, este introdus în cuptoare tip cameră, cu vatră mobilă, încălzite cu gaze naturale, folosind aer preîncălzit, dotate cu reglaj automat al arderii și controlul automat al temperaturii.

Pentru determinarea intervalului optim de încălzire și prelucrare metalurgică, s-au determinat (pe un dilatometru tip 18AVRFR2) punctele critice de transformare ale oțelului : $Ac_1 = 730°C$; $Ac_3 = 846°C$; $Ar_3 = 770°C$; $Ar_1 = 693°C$; $Bi = 656°C$; $Bf = 639°C$.

Reglarea temperaturii, programarea ciclului termic, precum și măsurarea dilatării se fac electronic. Deplasarea uneia dintre extremitățile epruvetei (cealaltă extremitate este fixă), datorită extensiunii termice, este măsurată cu un traductor inductiv.

Metoda este superioară altora, prin rapiditatea montării epruvetei și precizia reglajelor electronice; faptul că dilatarea și temperatura sînt transformate în semnale electrice permite amplificarea și înregistrarea lor în funcție de timp.

Pe mașina de torsiune la cald s-a determinat intervalul optim de transformare plastică, conform diagramei din figura 2.

Comparînd datele rezultate din experiențele de laborator cu cele prevăzute în tehnologiile de forjare, se poate vedea că ele au fost bine alese, asigurînd o forjare într-un interval optim atît în ceea ce privește temperatura maximă de încălzire, cît și temperatura de sfîrșit de forjare, care conferă mărimea grăuntelui real și starea de tensiune înaintea tratamentului termic preliminar.

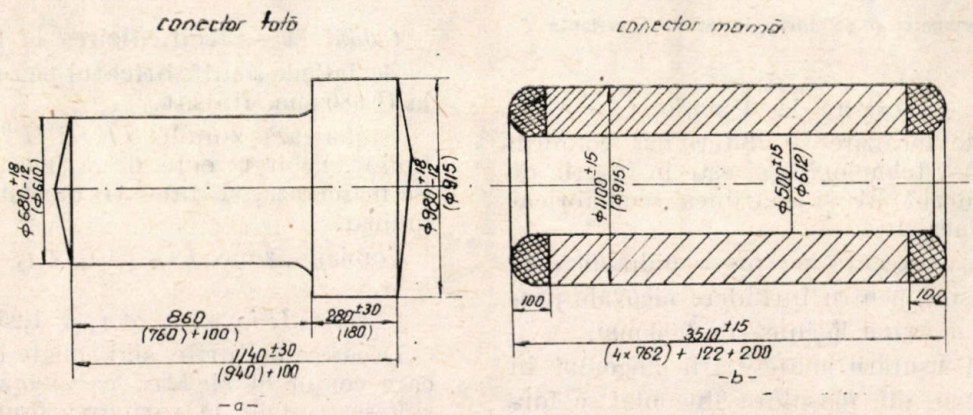


Fig. 1. Conectorul tată și conectorul mamă; cote brut forjate :
$a - G_{forj.} = 4\ 300$ kg/buc.; $b - G_{forj.} = 16\ 400$ kg/buc.

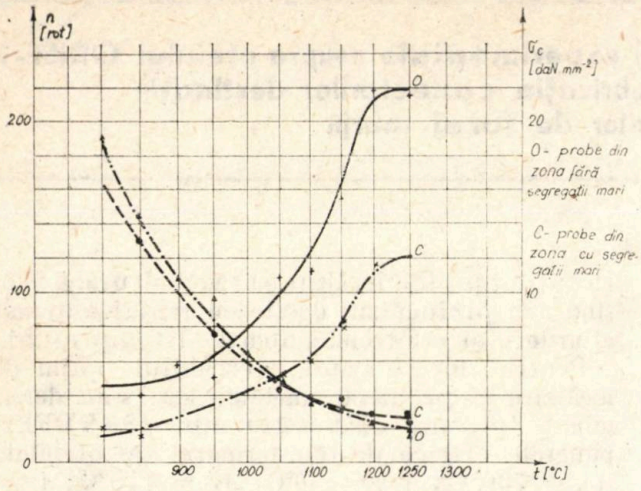


Fig. 2. Diagrama pentru determinarea temperaturii de forjare

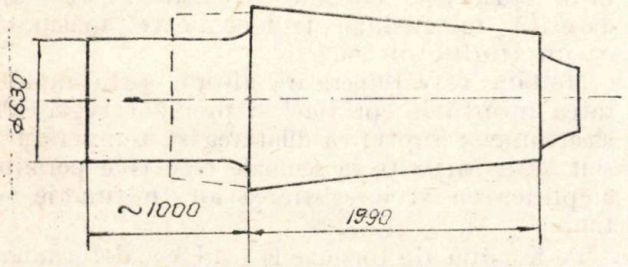


Fig. 3, *a*. Forjarea cepului de forjare, varianta *I*

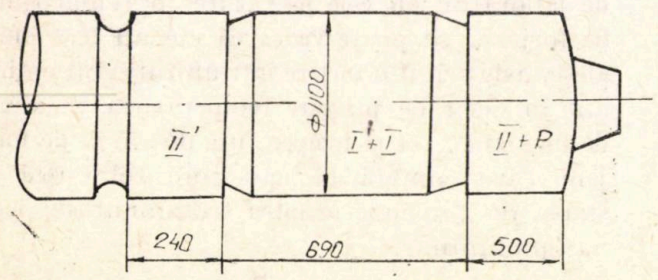


Fig. 3, *b*. Însemnarea și crestarea la caldul *I*, varianta *I*

Caldul I — Încălzire la 1 200°C.

Timpul de încălzire se determină conform instrucțiunilor tehnologice și este în funcție de durata de dezbatere și mărimea semifabricatului supus încălzirii.

Forjarea se execută pe presa hidraulică de 60 MN, folosind pentru întindere nicovale profilate și plane avînd lățimea de 900 mm.

În scopul ușurării manevrării lingoului în timpul forjării, din maselota lingoului se forjează un cep de manipulare de Ø 630 × 1 000, conform figurii 2, *a*, după care prin întindere se forjează corpul lingoului la Ø 1 100 mm, apoi se execută însemnarea și creșterea ca în figura 3, *b*.

Este deosebit de important ca forjarea corpului lingoului să se execute cu nicovalele profilate în V avînd lățimea de 900 mm, cu deformări cît mai profunde, pentru asigurarea unei cît mai bune compactizări a materialului metalic în toată masa.

Caldul II — Reîncălzirea materialului la 1 200°C, conform instrucțiunilor de încălzire (IT—FG2—70), ținîndu-se seamă de durata în care materialul a stat în afara cuptorului (durata răcirii), asigurînd astfel o durată optimă de încălzire.

Pentru aceasta se folosesc nicovale profilate și plane avînd lățimea de 600 mm.

Forjarea se execută tot pe presa hidraulică de 60 MN, realizîndu-se prin întindere o reducere de secțiune pînă la Ø 680 mm, pe zonele $I' + I$, urmată de finisarea zonelor $II + P$ și II' la Ø 980 mm (fig. 3, *b*).

Astfel primele două piese forjate din lingou se pot debita pe presă sau cu oxigaz, la dimensiunile din figura 1, *a*.

Caldul III — Reîncălzirea restului de material pentru încă două piese la 1 200°C, conform instrucțiunilor de încălzire.

Forjarea se execută ca și la *Caldul II*, obținîndu-se astfel patru piese dintr-un lingou, numai prin forjarea de întindere (fig. 4).

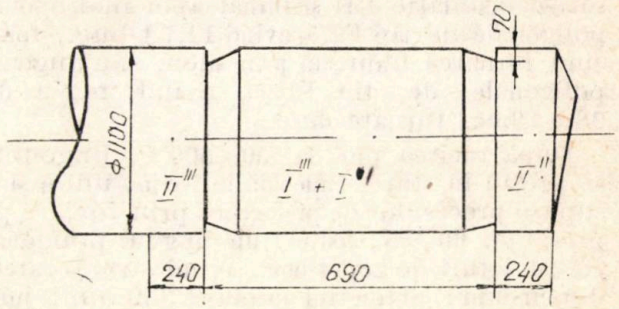


Fig. 4. Însemnarea și crestarea la caldul *II*, varianta *II*

Caldul IV — Reîncălzirea la 1 200°C.

Se întinde semifabricatul pe zonele I''' și I'' la Ø 680 mm, finisat.

Se forjează zonele II'' și II''' la Ø 980 mm, finisat, debitat cele două bucăți la lungime. Se marchează, se face tratamentul termic preliminar.

Coroiaj — zona $I i_{t1} = i_1 \times i_2 = 1{,}25 \times 3{,}87 = 4{,}8$

— zona $II\, i_{t2} = i_1 \times i_2 = 1{,}25 \times 1{,}87 = 2{,}33$

Deoarece oțelurile slab aliate de construcție care conțin Si și Mn, ca și oțelul ORISF-2, sînt susceptibile la formarea fisurilor pe segregații, o atenție deosebită s-a dat tratamentului termic preliminar și, în mod de deosebit, răcirii

după terminarea forjării, astfel ca palierul de subrăcire după forjare să fie cuprins între 450 și 650°C, iar durata să fie mult mai îndelungată pentru a asigura transformarea completă.

Execuția conectorilor tată după o altă variantă, adică dintr-un lingou cu diametru mult mai mic, a diminuat procentajul de piese respinse la controlul cu ultrasunete din cauza coroanei de segregații, dar nu a eliminat rebutul, deoarece s-au luat în cercetare cîteva piese reprezentative, stabilind un criteriu de admisibilități pentru selecția viitoare a pieselor.

Această necesitate a reieșit mai ales din faptul că nu a fost prevăzut drept condiție de promovare controlul ultrasonic, ci doar controlul magnetic final de suprafață sau cu soluții penetrante.

Este cunoscut faptul că segregațiile, incluziunile sau fisurile amplasate la adîncime pot cauza probleme deosebite, mai ales cînd intervine fenomenul de oboseală, și că un asemenea control nu poate depista defecte la adîncimi mai mari de 3 mm.

Pentru a cunoaște nivelul de nocivitate al incluziunilor și segregațiilor în cazul solicitărilor dinamice — cum se pune problema la platforma marină — s-au făcut o serie de încercări la oboseală pe diverse mărimi de segregații de sulf depistate de controlul ultrasonic, mărimi acceptate sau nu de normele de control ultrasonic.

În prima fază s-a prelevat un eșantion de probă, astfel încît acesta să cuprindă o gamă cît mai mare de dimensiuni de segregații de sulf.

Eșantionul a fost supus tratamentului termic final prescris pentru conectori, și anume: călire la 800°C/apă, revenire la 570°C, urmat de răcire în aer. S-au prelevat apoi probe de încercări mecanice statice și probe pentru încercări la oboseală la încovoiere rotativă.

Încercările mecanice statice au pus în evidență faptul că, în cazul unui tratament termic îngrijit, atît în zona puternic segregată, cît și în cea cu segregații normale, s-au obținut valori ale limitei de rupere impuse. În zona sănătoasă s-a realizat $\sigma_r = 70{,}26$ daN/mm², iar în cea de segregații mari, $\sigma_r = 66{,}4$ daN/mm².

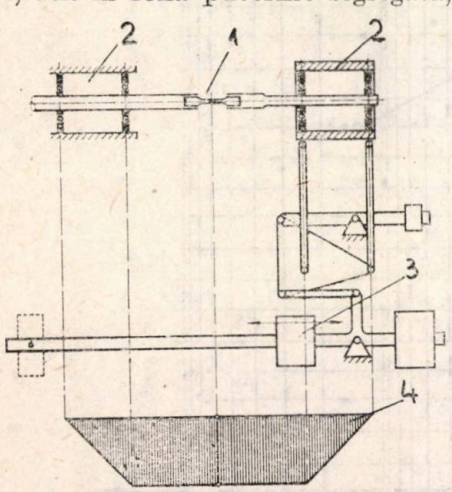


Fig. 5. Amplasarea probelor de oboseală la încovoiere rotativă în raport cu mărimea segregațiilor:
1 — probe; *2* — lagăre; *3* — greutate glisantă; *4* — diagramă de moment

Deci pînă în prezent nici una din zone nu furniza motive de îngrijorare în exploatare, în ceea ce privește rezistența mecanică statică.

Amprenta Baumann — executată pe o probă prelevată transversal din produs — a pus în evidență — la unele conectoare — zone cu segregații în coroane și amplasate aproximativ la 80—120 mm de exterior.

Amplasarea lor în coroană, coroborată cu genul de solicitare și locul efortului maxim dezvoltat în timpul funcționării, a dus la ideea încercării salvării acestor piese forjate.

S-a ajuns la concluzia că conectoarele, în timpul funcționării lor, sînt solicitate dinamic doar în zona flanșei de îmbinare picior-platformă. Această solicitare este de încovoiere alternant simetrică. În consecință, s-au prelevat probe pentru încercări la oboseală la încovoiere rotativă.

Mașina utilizată pentru aceste încercări a fost de tip Schenck, care utilizează probe cu partea calibrată de Ø 6,74 și $L = 24$ mm, cu moment constant pe toată zona calibrată (fig. 5) și turația în două trepte: 6 000 și 12 000 rot./min.

Din curba Wöhler (fig. 6) se observă că la probele prelevate din zona puternic segregată rezistența la oboseală a fost de $\sigma_{-1} = 22$ kgf/mm² la 10^7 cicluri, deci cu 10% sub valoarea minimă prevăzută de literatura de specialitate, adică $\sigma_{-1} = (0{,}4-0{,}5)\ \sigma_r$ sau, raportat la σ_r realizat, $\sigma_{-1} = (28-35)$ kgf/mm².

Din curba Wöhler (fig. 7) se observă că, la probele prelevate din zona considerată sănătoasă, rezistența la oboseală a fost $\sigma_{-1} = 30$ kgf/mm², adică o valoare corespunzătoare față de σ_r realizat, care pe această zonă a fost de 66,4 daN/mm².

Faptul că nu s-a realizat valoarea impusă în zona segregată se explică prin prezența segregațiilor mari de sulf pe care le conțineau probele. Lucrul cel mai nejustificat este totuși diferența de valori foarte mare dintre cele două zone.

Fenomenul se explică totuși prin prisma coeficientului de stare γ. Se știe că valoarea rezistenței la oboseală este foarte mult influențată de starea suprafeței probei, iar probele prelevate din zona segregată aveau pe suprafața lor segregații mari care constituiau puncte de amorsare a fisurilor.

S-a verificat acest lucru cu ajutorul coeficientului de stare γ, care în cazul probelor lustruite trebuia să fie aproximativ 0,95—0,97 și a fost doar de 0,73, adică:

$$\gamma = \frac{\sigma_{-1p}}{\sigma_{-1}} = \frac{22}{30} = 0{,}73$$

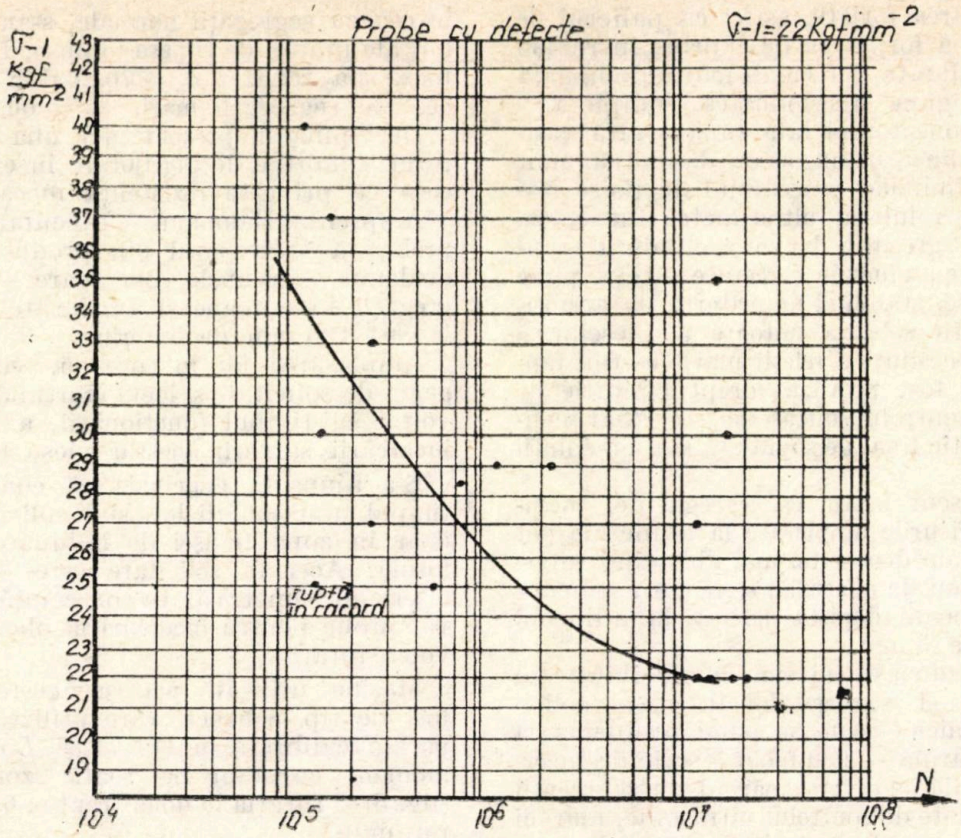


Fig. 6. Curba Wöhler pentru probe cu defecte

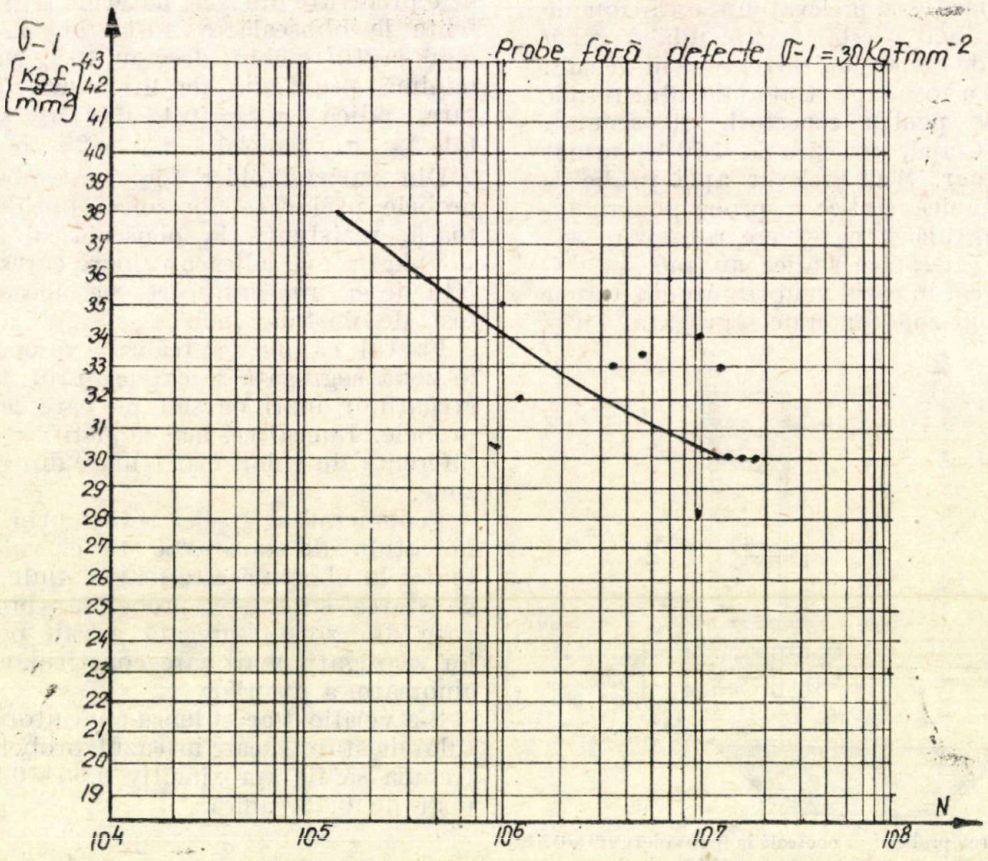


Fig. 7. Curba Wöhler pentru probe fără defecte

unde σ_{-1p} este rezistența la oboseală a unei probe cu o suprafață oarecare: σ_{-1} — rezistența la oboseală a unei probe lustruite.

Luînd în considerare amplasarea în conector a coroanei de segregație și constatînd că în piesa finită această coroană nu poate apărea sub nici o formă la suprafață, s-a ajuns la ideea încercării unor probe care să conțină zona segregată cu cel puțin 5 mm sub suprafața exterioară. S-a stabilit că singura zonă solicitată la oboseală, și anume la încovoiere pulsatorie, este flanșa conectorului. S-a stabilit de asemenea ca nivelul de solicitare să fie:

$$\sigma_0 \geqslant \frac{\sigma_c}{1{,}25} \text{ kgf/mm}^2$$

În încercările efectuate s-a ținut seamă și de valoarea orientativă comparativă din literatură, și anume $\sigma_0 \geqslant (1{,}5-1{,}6)\,\sigma_{-1}$.

Pentru a obține suprafața cu segregații maxime cu cel puțin 5—10 mm sub suprafața cu solicitări maxime, s-a prelevat proba în așa fel încît defectele să fie aproximativ la jumătatea grosimii unei probe de încovoiere în trei puncte cu dimensiunea $20 \times 90 \times 300$ mm.

Solicitarea s-a făcut astfel ca la o probă suprafața cu segregații mari să fie supusă la întindere, deci la solicitare maximă, iar la alta să fie supusă suprafața fără segregații.

Diferența de valori dintre cele două probe la această solicitare a confirmat veridicitatea raționamentului referitor la coeficientul de stare γ, pe de o parte, iar pe de altă parte, promovabilitatea acestor piese la montajul în platforma marină.

Fig. 8. Aspectul rupturii la oboseală la $7{,}7 \times 10^7$ cicluri

În primul rînd, s-a verificat promovabilitatea în producție și, în acest caz, s-a luat în calcul limita de curgere prescrisă în caietul de sarcini, și anume $\sigma_c = 42$ kgf/mm².

Deci probele s-au supus la o încercare pulsatorie de încovoiere în trei puncte pe un vibrofor tip HFP10 „AMSLER", cu săgeata maximă de 2,4 mm și frecvența de 120 Hz.

Valoarea impusă: $\sigma_0 \geqslant \frac{\sigma_c}{1{,}25} = \frac{42}{1{,}25} \geqslant 34$ kgf/mm²; cele cu solicitarea maximă pe fețele cu segregație s-au rupt la următoarele valori:

$\sigma_0 = 34$ kgf/mm² $N = 7{,}7 \cdot 10^6$ cicluri (fig. 8);

$\sigma_0 = 32$ kgf/mm² $N = 2{,}148 \cdot 10^6$ cicluri, respectiv $9{,}91 \cdot 10^6$ cicluri.

Probele care au fost solicitate maxim pe suprafața sănătoasă au avut următoarea evoluție:

$\sigma_0 = 36$ kgf/mm² $N > 1{,}8 \times 10^7$ cicluri (s-a oprit încercarea);

$\sigma_0 = 37{,}3$ kgf/mm² $N > 10^7$ cicluri (s-a oprit încercarea)

și pentru verificarea coeficientului față de σ_r, adică $\sigma_0 \geqslant 0{,}67\ \sigma_r$; $\sigma_0 = 46{,}9$ s-a obținut $\sigma_0 = 47$ kgf/mm² neruptă la $N > 10^7$ cicluri.

Din aceste cercetări rezultă că oțelul ORISF-2 are caracteristici de oboseală foarte bune și că unele piese forjate, cu incluziuni sau segregații de sulf neadmise de anumite norme de control ultrasonic, nu trebuie să fie de la început rebutate, ci, de la caz la caz, analizate prin discuții și cercetări suplimentare.

Bineînțeles că cercetările trebuie duse în continuare, în sensul stabilirii unor oscilograme ultrasonice care să hotărască, în concordanță cu viitoarele cercetări la oboseală, niște limite de acceptabilitate mai apropiate de adevărurile din exploatare.

De asemenea, hărțile ultrasonice de amplasare a defectelor, coroborate cu studiul desenului piesei finite și cu folosirea mai judicioasă a adaosurilor de prelucrare, împreună cu cunoștințele deja acumulate din încercările la oboseală în acest oțel, pot promova o serie de piese care pînă în prezent au fost considerate necorespunzătoare.

BSBLIOGRAFIE

[1] Buzdugan, Gh. *Rezistența materialelor*. București, Editura tehnică, 1974.

[2] Tauscher, H. *Berechnung der Dauerfestigkeit von Bau und Maschinenteilen*. Leipzig, Fachbuchverlag, 1959.

[3] Merkblatt, A. D. 5/3—75 Verfahrenstechnische Mindestanforderungen für die Zerstörungsfreien Prüfverfahren.

[4] Popescu, V., Drăgan, I. și Alexandru, T. *Tehnologia forjării*. București, Editura tehnică, 1980.

Cercetări pentru obținerea lingourilor din aliaje pe bază de zirconiu, utilizate în energetica nucleară

Ing. V. Secanu și ing. Steliana Ivănescu
I.A.M.N. — București

CZ : 669.296 : 621.039

Zirconiul și aliajele sale au trecut în producție industrială, odată cu dezvoltarea energeticii nucleare, ca materiale de construcție pentru zona activă a reactoarelor cu neutroni termici. Aceste materiale combină în mod favorabil rezistența la coroziune a lichidelor de răcire cu o valoare scăzută a secțiunii eficace de absorbție a neutronilor termici (0,2 barn).

Aliajele de zirconiu utilizate ca material pentru confecționarea cămășilor elementelor combustibile din reactorul nuclear prezintă o rezistență față de coroziunea aerului pînă la 300°C, față de bioxid de carbon umed pînă la 450°C, față de aliajul bismut-plumb pînă la 600°C. Rezistența la coroziune față de apa grea și de metale topite (sodiu, potasiu, sodiu-potasiu) este excelentă.

Rezistența la coroziunea diferiților agenți de răcire la temperaturi înalte face ca zirconiul să fie net superior altor materiale, ca magneziul, aluminiul etc.

Așa după cum s-a arătat, una dintre proprietățile cele mai de seamă ale zirconiului este secțiunea eficace de absorbție a neutronilor ce are o valoare mult inferioară altor materiale.

Pentru comparație se prezintă această caracteristică față de alte metale și aliaje utilizate în tehnica nucleară (tab. 1).

Tabelul 1

Valoarea secțiunii eficace de captură pentru neutroni

Material	Secțiunea eficace, barn	Material	Secțiunea eficace, barn
Carbon	$3,4 \cdot 10^{-3}$	Niobiu	1,1
Grafit (reactor)	$4,6 \cdot 10^{-3}$	Fier	2,6
Beriliu	10^{-2}	Molibden	2,7
Magneziu	$6,3 \cdot 10^{-2}$	Oțel inoxid.	3,1
Burete de Zr	$1,8 \cdot 10^{-1}$	Crom	3,1
Aliaj de Zr	$2,1 \cdot 10^{-1}$	Cupru	3,9
Aluminiu	$2,4 \cdot 10^{-1}$	Vanadiu	5,0
		Nichel	5,6
		Titan	5,8

Impuritățile cu secțiune eficace de absorbție mare, care se găsesc în zirconiu, pot micșora considerabil permeabilitatea sa pentru neutroni lenți. De exemplu hafniul, întotdeauna prezent în minereul de zirconiu, cu o secțiune eficace de absorbție de 105 barn, face să crească la peste 1 barn absorbția de neutroni a zirconiului, prin aceasta crescînd corespunzător pierderile parazitare în reactor.

Una dintre particularitățile zirconiului și aliajelor sale constă în creșterea bruscă a activității chimice cu creșterea temperaturii.

În stare topită, zirconiul este foarte activ față de gaze și majoritatea materialelor refractare cunoscute.

Conținutul gazelor în metalul turnat exercită o influență hotărîtoare asupra proprietăților mecanice, precum și asupra diverselor caracteristici fizico-structurale de exploatare a pieselor.

Studiile efectuate asupra interacțiunii zirconiului cu gazele (H_2, O_2, N_2) au arătat că se pot forma soluții solide interstițiale sau incluziuni gazoase și solide, care influențează puternic plasticitatea și rezistența la coroziune. Se apreciază că acțiunea cea mai puternică o are hidrogenul.

Cercetările au arătat că în sistem pot să apară combinațiile Zr_2H, ZrH și ZrH_2. Hidrogenul se absoarbe în zirconiu la temperaturi de peste 300°C, conducînd la reducerea maleabilității metalului. Eliminarea acestuia se poate realiza prin menținerea metalului la presiuni de 10^{-3} — 10^{-4} torri și temperaturi de peste 800°C.

Pînă la 300°C, zirconiul rezistă bine în prezența oxigenului datorită formării unui strat de oxizi protectori. Peste această temperatură el absoarbe oxigenul formînd oxizi și soluții solide. Procesul se intensifică atingînd valoarea maximă în intervalul 1 000—1 600°C. Spre deosebire de hidrogen, care poate fi îndepărtat din zirconiu, oxigenul rămîne sub formă de combinații care nu pot fi descompuse prin tratamentele cunoscute.

Zirconiul absoarbe azot destul de energic în intervalul 1 000—1 600°C, odată cu apariția în sistem a nitrurilor, care, după numeroși cercetători, au compozițiile Zr_3N_2, Zr_3N_4 și Zr_3N_8.

În ultimele lucrări apărute se consideră a fi prezentă numai o singură nitrură, NZr, cu o temperatură de topire de 2 945°C.

În practică se poate considera că zirconiul compact interacționează cu aceste elemente la următoarele temperaturi : hidrogen la 400°C, oxigen la 250°C, azot la 600°C, carbon, oxid și bioxid de carbon la 550°C, vapori de apă la 250—300°C.

Avînd în vedere aceste date și ținînd seamă de temperatura de topire ridicată a zirconiului, rezultă că elaborarea și prelucrarea sa se pot realiza în atmosferă de gaze inerte sau în vid.

În ceea ce privește interacțiunea chimică a diverselor elemente cu zirconiul, acestea pot fi repartizate în patru clase.

— În prima și a doua clasă intră elemente situate în poziții marginale în sistemul periodic. Dintre acestea în partea stîngă sînt elementele grupelor *I* și *II* (fără H și Be), care sînt mai electropozitive și au raze atomice mai mari (Li, Na, K, Rb, Cs, Mg, Ca, Sr, Ba, Ra, Fr). Toate acestea nu interacționează cu zirconiul și nu formează cu el soluții solide și nici compuși.

Imposibilitatea interacțiunii metalice sau cu alt caracter se explică prin diferența dintre razele atomice ale metalelor grupelor *I* și *II* și raza atomică a Zr și prin proprietățile lor metalice relativ apropiate.

Între elementele ce nu reacționează cu zirconiul trebuie de asemenea menționate elementele grupei zero — gazele inerte — din partea dreaptă a tabelului. Numărul total al elementelor ce nu reacționează cu zirconiul se ridică la 17.

— Elementele din clasa a doua (grupa a *VI*-a, exceptînd oxigenul și grupa a *VII*-a F, Cl, Br, I, At, Po, Se, S), deosebindu-se mult de electronegativitatea zirconiului, au o înclinare deosebită spre interacțiunea chimică cu acesta. Ele formează cu zirconiul o mare varietate de combinații cu legături ionice și covalente, care au o individualitate caracteristică și o compoziție stoichiometrică bine definită, excluzînd posibilitatea de formare a soluțiilor solide.

— Clasa a treia cuprinde o serie de metaloide (B, C, Si, N, P, Al) și un număr de metale dispuse în grupele *VII* și *VIII* (subgrupa *A*), toriul și lantanidele și, de asemenea, elementele grupelor *I—IV* (subgrupele *B*). Tot aici intră și elementele transuraniene. Aceste elemente au posibilitatea formării cu Zr a diferitelor tipuri de combinații, soluții solide de interstiție cu solubilitate parțială ce au caracter metalic și sînt determinate de diferențele mici între razele atomice, precum și de tipurile diferite de rețele cristaline.

— Din clasa a patra fac parte elementele analoage zirconiului, avînd același număr de electroni de valență, precum și raze atomice de dimensiuni apropiate (Hf, Ti, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, U). Aceste elemente formează cu Zr soluții solide cu solubilitate parțială. De menționat că Hf și Ti formează soluții solide cu solubilitate nelimitată, cu modificările alfa și beta ale zirconiului, iar celelalte elemente, numai cu modificarea beta.

Astfel, în funcție de așezarea elementelor în sistemul periodic, de diferențele între structurile electronice și razele atomice, se manifestă o tendință mai mare sau mai mică a elementelor de a forma compuși sau soluții solide.

În această situație se poate trage concluzia că elementele se împart în trei grupe (cu condiția asigurării condițiilor de topire completă și solubilizare a componenților, cu excluderea influenței diferenței de densitate asupra distribuției uniforme în volumul băii lichide), și anume :

— Elemente cu temperatura de topire mai mare ca a zirconiului (Mo, Nb, W, Ta, V); ele sînt elemente beta stabilizatoare (Zr cristalizează în sistem hexagonal, stabil la temperaturi pînă la 862°C; peste această temperatură se obține modificația beta cu o structură C V C).

— Elemente cu temperatura de topire apropiată de cea a zirconiului (Cr, Ti, Si, Fe, Mn). Aceste elemente formează cu Zr sisteme cu descompunerea eutectoidă a fazei beta și sînt beta-stabilizatori eutectoidici ai zirconiului.

— Elemente cu temperatura de topire mult mai mică decît a zirconiului (Al Sn etc.). Aceste elemente formează cu Zr un sistem cu solubilitate limitată atît în Zn, cît și în Zr, în prezența unei descompuneri peritectoide a soluției solide.

În scopul îmbunătățirii proprietăților mecanice și a creșterii rezistenței la coroziune, zirconiul se aliază cu diferite elemente indicate în tabelul 2.

Tabelul 2

Concentrația diverselor elemente de aliere în zirconiu, ppm

Elemente, ppm	Al	Ba	B	Ce	Cr	Co	Nb	Cu	Fe	Mn	Mo
	10	5	5	5	10	46	20	15	60	25	10
Elemente, ppm	Ni	Si	Ta	Sn	Ti	W	V				
	10	5	30	10	90	10	10				

Dintre aliajele complexe folosite în tehnică, cele mai importante aparțin sistemului Zr—Sn—Fe—Cr—Ni, cunoscute în general sub denumirea de Zircaloy.

Aceste aliaje au proprietăți mecanice bune și au o mare stabilitate la coroziune în apa de mare sau vapori de apă la temperaturi ridicate.

Avînd în vedere activitatea ridicată a zirconiului în stare topită față de gaze, precum și față de majoritatea materialelor refractare cunoscute, procedeele în vederea obținerii de lingouri s-au dezvoltat ținînd seamă de aceste condiții.

Astfel principalele procedee de topire pentru obținerea lingourilor pe bază de metale greu fuzibile sînt :

— procedeu cu cuptor cu arc în vid cu electrod consumabil :

— procedeu cu cuptor cu fascicul de electroni;
— procedeu cu cuptor cu arc în plasmă;
— procedeu de topire în strat de zgură.

O analiză comparativă a acestor procedee scoate în evidență următoarele :

— Cuptoarele cu arc în vid cu electrod consumabil nu sînt prea apte pentru topirea șarjei în bucăți (burete de zirconiu, deșeuri etc.) și este foarte dificilă reglarea vitezei de topire a electrodului consumabil.

Cuptoarele de topire cu sursă independentă de topire nu posedă aceste neajunsuri (cuptoarele cu fascicul de electroni și cuptorul cu arc în plasmă).

— Cuptoarele cu fascicul de electroni, comparativ cu cele cu arc cu plasmă, prezintă avantajul unei purificări mai avansate de impuritățile gazoase. Există totuși și unele dezavantaje :

— cost mai ridicat;
— complexitate mai mare;
— productivitate mai mică;
— variații ale compoziției chimice ale aliajelor complex aliate, ca urmare a vaporizării selective a componenților mai volatili.

Topirea cu arc cu plasmă în vid are următoarele avantaje în comparație cu topirea cu arc în vid cu electrod consumabil :

— posibilitatea topirii șarjei în bucăți necompacte;
— posibilitatea reglării sursei de topire;
— menținerea metalului în stare topită și, ca urmare, o omogenitate și degazare mai bune;
— utilaje de vidare mai simple.

Indiferent de procedeul de topire utilizat, calitatea lingourilor este influențată de presiunea gazului la topire.

Alegerea unei presiuni se face din următoarele considerente :

— preîntîmpinarea la maximum a impurificării metalului cu gaze;

— asigurarea unei rafinări cît mai complete a metalului de hidrogen și impurități volatile dăunătoare. Pe de altă parte, vidul nu trebuie să fie prea avansat, deoarece aceasta conduce la o scumpire nejustificată a cuptoarelor, la complicarea condițiilor de exploatare și la o reducere a productivității.

Presiunea gazelor în cuptor trebuie să asigure o distribuție uniformă a elementelor de aliere în volumul lingoului, precum și indicatori tehnico-economici ridicați la topire (viteză mare la topire, suprafață bună a lingourilor etc.).

În prezent, cea mai utilizată tehnologie de obținere a lingourilor din aliaje de zirconiu este cea care folosește cuptorul cu arc în vid cu electrod consumabil.

În această tehnologie metoda cea mai utilizată este aceea la care prima topire se execută în vid, iar retopirea, în mediu de argon.

Această metodă, față de cea a dublei topiri în vid, prezintă o serie de avantaje, dintre care :

— consum de energie electrică mai mic, ca urmare a opririi pompelor de vid;
— consum mai mic de ulei pentru pompele de vid;
— reducerea cheltuielilor pentru reparația pompelor de vid;
— calitatea mai bună a lingourilor obținute.

Orice schemă tehnologică de obținere a lingourilor de aliaje de zirconiu include în mod necesar următoarele operații tehnologice :

— pregătirea șarjei;
— presarea în porțiuni a electrozilor (consumabili);
— prima topire;
— prelucrarea mecanică a lingoului obținut la prima topire;
— retopirea;
— prelucrarea mecanică a lingourilor finale;
— controlul defectoscopic prin ultrasunete;
— analiza compoziției chimice;
— caracterizarea fizico-mecanică.

Principalii componenți ai șarjei sînt : burete de zirconiu, elemente de aliere în stare pură, deșeuri de aliaje de zirconiu.

Tipul de burete de zirconiu, folosit cel mai mult în producția lingourilor de aliaje de zirconiu, este buretele obținut prin procedeul magneziotermic. Prezența în acesta a impurităților (O_2, N_2, Fe, Si, C, Cr, Ni) este limitată de tehnologia de producție a lingourilor. Aceste impurități au importanță majoră, întrucît conținutul lor peste o anumită limită determină proprietățile zirconiului și aliajelor acestuia.

Introducerea elementelor de aliere într-o formă pură sau ca prealiaj este determinată de temperatura de topire și de posibilitatea solubilizării acestora în condițiile de topire. Tehnologia stabilită de topire-retopire în cuptor cu arc în vid cu electrod consumabil a condus la obținerea de lingouri ale căror caracteristici fizico-chimice s-au încadrat în prevederile normelor aliajelor studiate. Condițiile de cristalizare în vid a lingourilor din aliaje de zirconiu într-un cristalizor răcit cu apă sînt similare cu condițiile de solidificare de la turnarea continuă; în ambele cazuri are loc concomitent pătrunderea metalului lichid în baie și cristalizarea lingoului. Cu toate acestea, cristalizarea lingourilor prin topire în vid cu arc electric prezintă o serie de caracteristici specifice. Acestea constau în special din supraîncălzirea însemnată a metalului lichid în baie și o intensitate mai mică de răcire asupra feței laterale a lingoului în comparație cu turnarea continuă, în varianta de răcire a lingoului cu apă. Lingourile din aliaje de zirconiu se răcesc pe seama pierderii de căldură de pe suprafața laterală a lingoului.

Cantitatea de căldură pierdută depinde de variația temperaturii pe înălțimea lingoului.

Prin urmare, temperatura suprafeței laterale a lingoului și intensitatea de răcire variază pe înălțimea lingoului.

La turnarea continuă, lingoul aflat sub cristalizor se răcește direct cu apă. Temperatura suprafeței laterale practic este la fel pe înălțime și egală cu temperatura apei de răcire. În general, structura lingourilor din aliaje de zirconiu se caracterizează printr-o zonă periferică de cristale columnare și o zonă centrală de grăunți echiaxiali.

Cristalele columnare se dezvoltă datorită degajării intensive de căldură în cristalizor, perpendicular pe suprafața de cristalizare.

Mărimea grăunților și structura diferitelor zone în lingourile aliajelor de zirconiu depind în mare măsură de compoziția aliajului, gradul de aliere și parametrii de topire. Prin creșterea gradului de aliere, mărimea grăunților se micșorează.

Cercetările efectuate în vederea stabilirii tehnologiei optime pentru obținerea lingourilor din aliaje pe bază de zirconiu, utilizate în energetica nucleară, s-au desfășurat în următoarele direcții :

— stabilirea condițiilor de calitate pentru materiile prime, pentru satisfacerea exigențelor impuse de normele materialelor folosite în scopul nuclear. În același timp, s-au făcut determinări cantitative și calitative pentru stabilirea posibilităților de recirculare a deșeurilor. Trebuie să se menționeze că, avînd în vedere scoaterea de cca 40%, rezultă o cantitate însemnată de deșeuri sub diferite forme (șpan, bucăți mari sau mici, margini de tablă etc.) atît în procesul de elaborare, cît și în cel de prelucrare a lingourilor, deșeuri care pot fi recirculate la topire sau în procesul de obținere a buretelui, cu respectarea strictă a condițiilor tehnice impuse prin normele de calitate ale aliajelor ;

— stabilirea parametrilor optimi pentru obținerea prin presare a electrozilor destinați topirii, avînd în vedere condițiile impuse acestora de procesul de topire (conductibilitate electrică bună, rezistență mecanică, omogenitate chimică) ;

— stabilirea procedeului de topire, precum și a parametrilor optimi (intensitate, tensiune, număr de topiri, presiune etc.), pentru obținerea unei bune omogenități chimice și structurale.

Aceste cercetări au prezentat un grad mare de dificultate, datorat, pe de o parte, condițiilor deosebit de restrictive de compoziție chimică și nivel de impurități și, pe de altă parte, caracteristicilor fizice foarte diferite ale elementelor de aliere și anume :

— temperatura de topire scăzută (staniu, 232°C), ceea ce are implicații în procesul de topire prin faptul că electrodul se încălzește pînă la 400—500°C ;

— tensiunile de vapori ridicate în condiții de vid înaintat și temperatură ridicată (Cr).

Tehnologia stabilită de topire-retopire în cuptor cu arc în vid cu electrod consumabil a condus la obținerea de lingouri, ale căror caracteristici fizico-chimice s-au încadrat în prevederile normelor aliajelor studiate.

Contribuții la asimilarea tablelor din aliaje de aluminiu placate, pentru construcții aeronautice

Conf. dr. ing. E. Cazimirovici
I.P. București
dr. ing. E. Stănceseu. și ing. M. Stoica
I.P.A. — Slatina
ing. P. Botoran
I.P.C. Slatina

CZ : 669.718 : 629.13

Stadiul actual al fabricării tablelor din aliaje de aluminiu placate

Aliajele de aluminiu destinate placării fac parte din aliajele durificabile prin tratamente termice, caracterizate prin concentrații ridicate ale elementelor de aliere, care le asigură proprietăți de rezistență sporite și proprietăți de plasticitate relativ scăzute.

Principalele mărci de aliaje de aluminiu care se supun placării sînt cele din grupa 2000 (Al, Cu, Mg, Mn) și cele din grupa 7000 (Al, Cu, Zn, Mg, Cr).

Necesitatea placării cu aluminiu a acestor aliaje se bazează pe faptul că, odată cu creșterea concentrației elementelor de aliere în metalul de bază, se obține și o scădere a rezistenței la coroziune a aliajelor.

În același timp, placarea cu aluminiu micșorează și tendința de fisurare (în special la marginile tablelor și benzilor) ce apar la aceste aliaje, ca urmare a tensiunilor reziduale produse prin neuniformitatea deformației pe lățimea laminatelor.

Placarea prin laminarea la cald a aliajelor de aluminiu este prezentată în literatura de specialitate printr-un număr însemnat de lucrări [1], [2], în care se precizează parametrii tehnologici ai placării, dar care nu lămuresc pe deplin natura fizică a acestui proces.

Se cunoaște că procesul formării unei îmbinări complet metalice (rezistente) a metalelor la placare se bazează pe difuzia lor reciprocă [3]. În literatura de specialitate, acest fenomen de difuzie a celor două metale s-a pus în legătură cu dezvoltarea procesului de sudură. Esența acestei teorii constă în faptul că capacitatea de sudare nu depinde de proprietățile metalului însuși, ci este determinată de raportul între duritatea materialului de placare și duritatea metalului de bază. Astfel, cu cît acest raport este mai mare, cu atît sudabilitatea este mai bună.

Procesul placării poate fi împărțit convențional în trei stadii :

a) formarea suprafeței de contact ;

b) formarea unei îmbinări complet metalice, prin difuzia reciprocă a atomilor metalelor care se plachează ;

c) desăvîrșirea procesului de formare a îmbinării complet metalice prin recristalizare.

În condiții reale, pe suprafețele metalelor și aliajelor există întotdeauna pelicule de oxizi. Grosimea acestor pelicule pe aluminiu și aliajele sale este relativ mică și atinge la temperaturi normale 0,01 μm, iar la temperaturi apropiate de temperatura de topire, valori de ordinul 0,2 μm. Aceste pelicule de oxizi constituie în general o piedică principală pentru difuzia în timpul placării.

Pelicula de oxizi de Al, avînd însă o plasticitate redusă, se rupe continuu prin deformarea suprafeței de contact în porțiuni foarte mici. În literatura de specialitate [1], [3] se arată că particulele formate prin distrugerea peliculei oxidice nu rămîn în mod obligatoriu pe suprafața îmbinării. La o temperatură destul de ridicată și la un grad mai mare de deformare, particulele peliculei de oxizi pot migra în grosimea metalului.

Condiții avantajoase pentru difuzia reciprocă în cazul placării sînt determinate în primul rînd de o temperatură și un grad mai înalt de deformare plastică. De asemenea defectele rețelei cristaline a metalelor și aliajelor, introduse în parte prin deformarea plastică, pot mări considerabil viteza de difuzie.

Prescripții tehnologice

Grosimea stratului de placare pentru tablele din D 16 și D 1 mai subțiri de 1,9 mm trebuie să fie de minimum 4%, iar pentru tablele mai groase de 1,9 mm trebuie să fie de minimum 2% (GOST 21631/76).

După A.R. 9048, pentru tablele mai subțiri de 1, 6mm, grosimea stratului de placare se ia de minimum 4%, iar pentru tablele mai groase de 1,6 mm se ia de minimum 2%.

Lățimea plachetelor se ia cu 200 mm mai mare decît lățimea slebului ce urmează a fi placat.

Lungimea plachetei ce se ia în calcul este mai scurtă decît cea a slebului pentru placare, dat fiind diferența dintre alungirile specifice la temperatura de deformare a celor două materiale ce urmează a realiza placarea.

Executarea placării sleburilor, doar pe suprafețele ce vin în contact cu cilindrii de laminare, nu schimbă schema stării de tensiune din material, apariția fisurilor marginale în banda laminată neputînd fi evitată ; în consecință, debitarea marginilor benzii după laminarea la cald

este o operație indispensabilă, cu toate că pierderile de material sînt suficient de mari (5—8,5%).

Evitarea apariției fisurilor marginale în timpul laminării benzilor din duraluminiu și, implicit, a șutării acestora se poate asigura dacă se vor placa și fețele laterale ale slebului. Prin această metodă se obține și o îmbunătățire a proprietăților de plasticitate ale materialului, ca urmare a creșterii tensiunii de comprimare transversală.

Metoda după care s-a efectuat placarea sleburilor este prezentată în figura 1.

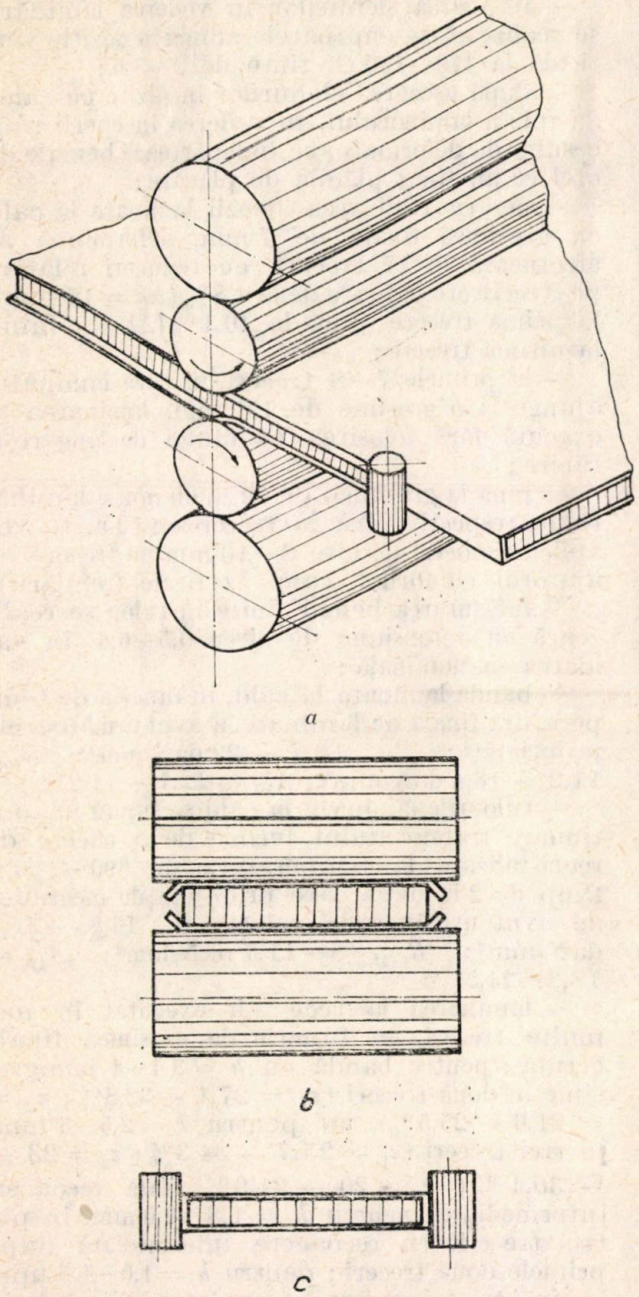


Fig. 1. Schema metodei de placare a sleburilor din duraluminiu :
a — vedere generală a cajei ;
b — laminatul după prima trecere ;
c — laminatul după trecerea de refulare

În timpul laminării, în prima trecere pe cilindrii orizontali cu o reducere cel puțin egală cu grosimea plăcii de placare, ca urmare a lipsei unei rezistențe din partea adaosurilor de material de placare pe lățimea slebului (de 160—200 mm), aceasta se îndoaie spre suprafața laterală a slebului, iar la următoarea trecere aceste adaosuri se apropie aproape complet de suprafața laterală a slebului. După trecerea a doua prin cilindrii orizontali este absolut necesară aplicarea primei refulări, după care se execută refulări alternative cu treceri orizontale, pînă ce laminatul ajunge la grosimea de 50—60 mm.

O importanță deosebită trebuie acordată și temperaturilor de începere a procesului de laminare la cald. Astfel, cercetîndu-se atît valorile limitei de rupere și cele ale alungirii la rupere ale benzii laminate la cald, cît și ale benzii laminate la rece cu și fără recoacere de recristalizare finală, în funcție de temperatura slebului, în vederea laminării, au reieșit următoarele concluzii :

— coborîrea temperaturii de începere a procesului de laminare la cald produce durificarea materialului laminat cu atît mai mult cu cît temperatura este mai joasă.

În general, rezistența la rupere a benzii laminate la cald crește cu 0,7 daN/mm² pentru fiecare 50°C cu care se micșorează temperatura de început de laminare la cald, în timp ce alungirea la rupere scade cu circa 8% ;

— recristalizarea completă în timpul laminării la cald are loc cînd temperatura de începere a laminării la cald este cuprinsă între 450 și 500°C ;

— proprietățile de rezistență, respectiv intensitatea ecruisării benzilor laminate la rece, vor fi cu atît mai ridicate cu cît temperatura de început a laminării va fi mai joasă.

Pentru evitarea nesudării materialului de placare, este necesar să se urmărească ca suprafețele slebului și a plăcilor de placare să fie cît mai curate. Pentru aceasta se practică atît curățarea mecanică prin frezare, cît și curățarea chimică a suprafețelor (degresare sau decapare).

Pentru a se evita pătrunderea între sleb și plăcile de placare a condensului de vapori, nu se va admite introducerea sleburilor placate în cuptoare reci. De asemenea, tot în acest sens primele treceri la laminarea la cald se vor efectua fără emulsie.

Difuzia cuprului în stratul de placare, avînd efecte negative asupra rezistenței la coroziune a acestuia, se va evita prin respectarea temperaturilor și a timpului de încălzire la recoaceri sau la încălzirea în vederea laminării. Este cunoscut faptul că difuzia va fi cu atît mai pronunțată, cu cît temperatura de încălzire este mai ridicată și timpul de menținere mai lung. În general, pentru table cu grosime cu-

prinsă între 0,4 și 3,2 mm, procentul maxim admis de cupru difuzat în stratul de placare va fi de 0,4—0,8%.

După efectuarea laminării la cald a benzilor din aliaje de tip duraluminiu din sleburi placate, acestea sînt supuse unui tratament termic de recoacere, în vederea creșterii plasticității materialului. Această recoacere se recomandă a fi de circa 1—2 h la temperatura de 380—400°C.

După un astfel de tratament, benzile din aliaje D 16 laminate la cald trebuie să prezinte următoarele proprietăți :

— limita de rupere R, 18—19 daN/mm²;

— alungirea la rupere A, 15—16%.

Laminarea la rece a benzilor din duraluminiu, laminate la cald din sleburi placate, după recoacerea de cristalizare, poate decurge pînă la grade totale de reducere de 60—65 %, după care este necesară aplicarea tratamentului termic de recoacere intermediară pentru creșterea plasticității și înlăturarea tensiunilor interne, evitîndu-se astfel fisurarea și crăparea marginilor benzii.

Tratamentul de recoacere intermediară se efectuează la 400—425°C timp de 2—3 h, cu răcire lentă în cuptor pînă la 250°C.

Metodica și rezultatele cercetării în fază industrială

După o serie de cercetări de placare efectuate în laborator în cadrul Institutului politehnic — București, prin care s-a urmărit stabilirea corelației între temperatura de încălzire în vederea laminării și gradul de reducere aplicat pentru realizarea unei placări perfecte a aluminiului pe duraluminiu, s-a trecut direct la faza industrială la I.P.A. Slatina, laminîndu-se la cald mai multe sleburi de 300 × 1 200 × × 2 500 mm din duraluminiu D16, pentru stabilirea parametrilor tehnologici care pot asigura placarea. Benzile obținute prin laminare la cald au fost laminate în continuare la rece, apoi călite și îmbătrînite natural. Calitatea benzilor a fost testată prin valorile obținute pentru proprietățile mecanice finale și în diferite etape ale procesului de fabricație și prin probe metalografice.

Pe baza rezultatelor obținute s-au stabilit următorii parametri tehnologici prin aplicarea cărora se pot obține benzi finite corespunzătoare cerințelor pentru industria aeronautică :

— sleburile destinate placării se vor supune tratamentului termic de recoacere pentru omogenizare timp de 6—12 h la temperatura de 500±5°C ;

— după omogenizare, sleburile se frezează pe toate suprafețele pe o adîncime de 10 mm, fără folosirea de agent de ungere și răcire ;

— benzile din aluminiu cu care se realizează placarea s-au debitat la următoarele dimensiuni : 12 × 1 400 × 2 165 mm pentru plachete cu grosime de 4 %din grosimea slebului și de 6 × × 1 400 × 2 475 mm pentru plachete cu grosime de 2% din grosimea slebului ;

— marginile laterale și una din marginile frontale ale benzii cu care se va placa slebul se vor îndoi la 90°, pe o lățime de 100 mm ;

— atît slebul frezat, cît și plachetele cu marginile îndoite se vor degresa prin ștergerea cu diluanți a suprafețelor ce vor veni în contact în timpul placării ;

— plachetele se vor consolida pe suprafețele slebului cu benzi de oțel de tipul celor cu care se leagă rulourile laminate la rece ;

— încălzirea sleburilor în vederea laminării se realizează în cuptoarele adînci în poziție verticală la 410—460°C, timp de 2—3 h ;

— după așezarea sleburilor încălzite pe calea cu role a laminorului, în vederea începerii procesului de deformare, se îndepărtează benzile de oțel ce au ținut plăcile de placare ;

— pentru realizarea benzii laminate la cald cu grosimea finală de 7 mm, deformarea se efectuează în 17 treceri, cu reduceri relative pe trecere crescătoare de la 4,8 % (Δh = 15 mm), la prima trecere, pînă la 46,1 % (Δh = 6 mm), la ultima trecere ;

— la primele 7—8 treceri, în care laminatul ajunge la o grosime de 150 mm, laminarea se execută fără folosirea agentului de ungere și răcire ;

— pînă la grosimea de circa 60 mm a laminatului, respectiv pînă la trecerea a 12-a, se vor aplica reduceri de cîte 8—10 mm pe trecere cu ajutorul cilindrilor cajei verticale (refulării) ;

— înfășurarea benzii finite în rulou se realizează cu o tensiune de circa 0,5—0,6 din valoarea sa nominală ;

— banda laminată la cald, în funcție de temperatura finală de laminare, a avut următoarele proprietăți : R_m, 18,7 — 22 daN/mm² ; $R_{0,2}$, 14,2 — 18,4 daN/mm² ; A_{10} = 12,7 — 14,2 % ;

— rulourile laminate la cald se supun în continuare tratamentului termic de recoacere de recristalizare la temperatura de 390—410°C timp de 2 h, după care proprietățile mecanice au avut următoarele valori : R_m, 16,8 — 21,7 daN/mm² ; $R_{0,2}$, 8—11,7 daN/mm² ; A_{10} = 18,2—24,5 % ;

— laminarea la rece s-a executat în mai multe treceri, în funcție de grosimea finală cerută : pentru bandă cu h = 3,4—4 mm,grosime în două treceri (ε_1 = 27,1 — 32,8% ; ε_2 = = 21,6 — 25,5 %), iar pentru h = 2,5—3 mm, în trei treceri (ε_1 = 25,7 — 34,3 % ; ε_2 = 23 — — 30,4 % ; ε_3 = 20 — 21,9%) fără recoaceri intermediare ; pentru h = 1,8—2,0 mm, în patru treceri, cu recoacere intermediară după primele două treceri ; pentru h = 1,0—1,5 mm, în cinci treceri, cu o recoacere intermediară după trecerea a treia ; pentru h = 0,5—0,8 mm, în șapte treceri, cu două recoaceri intermediare după trecerile trei și șase.

În general, s-a căutat ca reducerea pe trecere să nu depășească 35%, iar reducerea totală între două recoaceri să nu fie mai mare de 60—65%;

— înaintea tratamentelor de recoacere intermediară benzile au fost spălate cu white-spirit pentru evitarea apariției petelor pe bandă după recoacere;

— recoacerea intermediară executată în cuptoarele cu vatră mobilă a avut loc la 400—425°C, timp de 3 h, urmată de răcirea lentă în cuptor pînă la 250°C și în continuare în aer;

— călirea după laminarea la rece a fost făcută de la temperatura de 495 ± 5°C, iar timpii de menținere la această temperatură au fost de 8—30 min, în funcție de grosimea tablelor.

Proprietățile mecanice obținute după tratamentul termic de călire au avut următoarele valori: R_m, 36,4 — 41,5 daN/mm²; $R_{0,2}$—22,4 — 26,4 daN/mm²; A_{10} — 18,4 — 22,5%;

— tablele călite au fost supuse în continuare îmbătrînirii naturale timp de 96 h la temperatura ambiantă, după care proprietățile mecanice au atins următoarele valori: R_m, 41,6 — — 44,7 daN/mm²; $R_{0,2}$ 27,5 — 29,5 daN/mm²; $A_{10} = 21 - 24\%$.

Pentru punerea în evidență a grosimii stratului de placare la tablele finite, s-a folosit metoda microscopică și s-au constatat în toate cazurile grosimi superioare cu 7—20 μm față de valorile minime cerute, în funcție de grosimea tablei finite, respectiv de la 0,032 mm, pentru table de 0,8 mm grosime, la 0,06 mm, pentru table de 3,0 mm grosime.

De asemenea, din examinarea structurii în secțiune a tablelor finite placate se constată că difuzia între stratul de placare și materialul de bază este perfectă, ceea ce permite să se tragă concluzia că sudarea stratului de placare s-a realizat foarte bine.

Concluzii

— Cercetările experimentale la scară industrială au scos în evidență posibilitatea obținerii tablelor din duraluminiu placate cu aluminiu destinate industriei aeronautice.

— Respectarea parametrilor tehnologici stabiliți în urma cercetării la scară industrială va duce la obținerea de table din duraluminiu placate de calitate superioară.

— În urma cercetării de față se poate considera că s-a asimilat tehnologia de fabricație a tablelor din duraluminiu placate și sînt condiții pentru trecerea la laminarea curentă a acestor sortimente de tablă pentru industria aeronautică și respectiv la sistarea importului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kolpașnikov, A. I. *Prokatka listov iz legkih splavov*. Moscova, Metallurghiia, 1970.

[2] Kolpasnikov, A. I. *Novoe v tehnologhii proizvodstva listov iz aluminia i ego splavov*. BINITI 1958.

[3] Sor, ER. și Kolpanikov, A. I. *Producția de table din aliaje de aluminiu*. Moscova, Metallurghiia, 1967.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennost, U.R.S.S., nr. 1, 1985

Utilizarea dispozitivului de încărcare fără con la furnalul de 2000 m^3, p. 3 — Procedeu de încălzire a încărcăturii de aglomerare utilizînd un generator termic de abur, p. 6 — Particularităţile degradării maselor de cocs în vrac şi de aglomerate la tratamentul mecanic în comun, p. 9 — Măsurarea temperaturii în cuva unui furnal cu un volum de 5000m^3 cu o sondă termică de mică inerţie, p. 10 — Legităţile măsurării viscozităţii zgurelor de furnal, p. 12 — Perfecţionarea elementelor vetrei maşinii de calcinare, p. 14 — Studierea proprietăţilor şi structurii oţelurilor după exploatarea pe mantalele furnalelor, p. 16 — Studierea solicitării suspensiilor conului mare, dotat cu un mecanism de rotaţie, p. 18 — Carburarea dozată a metalului lichid cu carburant în bucăţi mărunte, p. 19 — — Cercetarea experimentală a regimului termic al lingotierelor, KG, în procesul de exploatare, p. 20 — Variantele înlocuirii producţiei de oţel Martin la combinatul metalurgic Azovstal, p. 22 — — Cercetarea experimentală a eforturilor axiale la cilindrii intermediari ai piramidei laminorului 1700 cu 20 de cilindri, p. 23 — Îmbunătăţirea eficienţei de îndoire a cilindrilor de lucru pe linia de laminare la cald a benzilor late, p. 25 — — Creşterea preciziei dimensiunilor ţaglelor pentru ţevi şi a oţelului profilat, p. 27 — Calcularea capacităţii optime a unor sectoare de la cuptoarele adînci de încălzire ale blumingurilor, p. 29 — — Influenţa parametrilor laminării reglementate asupra structurii şi proprietăţilor mecanice ale oţelului 09G2FB, p. 31 — Creşterea randamentului termic al cuptoarelor electrice cu clopot OKB -4026, p. 33 — Durificarea termică a oţelului beton în băi, p. 35 — Influenţa dresării asupra oţelului cornier St 3 durificat termic în linia laminorului, p. 36 — Îmbunătăţirea indicatorilor tehnico-economici ai secţiilor de deformare la rece, p. 37 — Stabilirea mărimii minime a capetelor şutate la fabricarea ţevilor bimetalice presate la cald, p. 39 — Elaborarea tehnologiei de fabricare a ţevilor pe liniile de laminare la rece cu role cu o grosime minimă posibilă a peretelui, p. 41 — Conducerea complexă a calităţii cablurilor din oţel, p. 43 — Experienţa exploatării zăcămîntului sinclinal de argilă refractară, p. 45 — Creşterea siguranţei în funcţionarea cilindrilor de sprijin la laminoarele cu rulmenţi de gabarit mare, p. 53 — Estimarea statistică a siguranţei în funcţionare a liniei principale a laminorului în pas de pelerin, p. 55 — Prognozarea uzării minime a cuplului roată-şine, p. 57 — Prognozarea uzării pieselor de la pompele de grunduire, p. 58 — Îmbunătăţirea rezistenţei la uzură a articulaţiilor lanţurilor cu cupe de la excavatoare, p. 59 — Creşterea rezistenţei la exploatare a pieselor formelor de turnare, prin metoda alierii cu scînteie electrică, p. 60 — Elaborarea tehnologiei de recondiţionare multiplă a ramificaţiilor căilor ferate din uzinele metalurgice, p. 61 — Influenţa nerespectării graficelor de reparaţii capitale la furnale asupra indicatorilor tehnico-economici ai funcţionării acestora, p. 62 — Influenţa compoziţiei chimice a fontei de afinare asupra indicatorilor economici ai funcţionării furnalelor şi cuptoarelor Martin, p. 63 — Analiza indicilor de utilizare a garniturilor de tren din întreprinderi, p. 65 — Influenţa unor proprietăţi ale zgurei asupra antrenării măruntului de cocs prin gura de evacuare a fontei, p. 67 — Dispozitiv de ştampare prin vibraţie, de construcţie nouă, p. 68 — Reguli sanitare noi pentru întreprinderile siderurgice, p. 70 — Premise pentru crearea unui sistem de conducere a protecţiei muncii în întreprinderile cocsochimice ale Mincermet, U.R.S.S., p. 71 — Descompunerea biologică a emulsiilor utilizate la laminarea la rece a metalului, p. 74.

Iz. UVZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 1, 1985

Calculul energiei de atomizare în grupările de anioni cu conţinut de oxid de titan, p. 1 — Cercetarea permeabilităţii zonei bifazice din aliajele de aluminiu şi cupru, p. 4 — Distribuţia de echilibru a fosforului între metal şi zgură şi metoda de estimare a gradului de realizare a acesteia, p. 6 — Teoria zgurelor, p. 9 — Influenţa adaosurilor de SiO_2 şi CaO asupra reducerii hematitei în prezenţa Na_2CO_3, p. 13 — Estimarea gradului de dispersie a reactivilor în vederea creşterii eficienţei flotaţiei, 16 — Stabilirea parametrilor raţionali ai agitatoarelor pentru desulfurarea fontei, p. 18 — Cercetarea uzării lăncilor de insuflare prin fundul convertizorului şi a refractarelor din jurul acestora, p. 24 — Eroarea de estimare a utilizării gazului în furnal cu ajutorul modelului matematic, p. 27 — Cercetarea procesului de desulfurare a oţelului cu reactivi pulverulenţi, p. 30 — Interacţiunea metalului cu zgura în procesul de afinare cu argon şi oxigen, p. 33 — Propagarea variaţiilor de temperatură în topitura în curs de solidificare, p. 37 — — Perfecţionarea metodelor de calcul al capacităţilor de producţie pe baza modelării prin imitare, p. 42 — Metodă de calcul al presiunii hidrostatice pentru probleme de curgere plastică, p. 45 — Curgerea metalului la laminarea plăcilor şi a tablelor groase, p. 48 — Cercetarea stabilităţii procedeului de laminare continuă, p. 52 — Starea de tensiune — deformare pe suprafaţa liberă în cazul laminării finale a roţilor cu adîncitură pe conturul interior, partea a II-a, p. 54 — Cercetarea sub aspect statistic a procedeelor de laminare la rece a benzilor subţiri, p. 59 — Studierea teoretică a lungimii arcului de contact al benzii cu cilindrul, în cazul laminării la rece şi al dresării, p. 62 — — Cercetarea parametrilor de deformare la presarea metalelor greu fuzibile sinterizate, p. 65 — Rezolvarea problemelor de temperatură şi de contact în cazul prelucrării metalelor cu presiune, p. 68 — Influenţa durităţii asupra uzurii cilindrilor de sprijin de la liniile de laminare la cald 1450 şi 2500 de la Combinatul metalurgic Magnitogorsk, p. 73 — Cercetarea sistemelor de măsurare a forţelor de laminare ale laminoarelor reversibile de tablă groasă, p. 74 — Calculul proprietăţilor de amortizare ale materialelor compozit, p. 79 — Procedee de stabilire a mărimii efectului Bauschinger, p. 81 — Particularităţile procesului de degradare a oţelurilor de construcţie, durificate după schema tratamentului termomecanic cu deformare în intervalul intercritic de temperaturi, p. 85 — Dependenţa parametrilor de fluaj de scurtă durată de mărimea grăunţilor şi de condiţiile de încercare, pentru aliajul HN77TIuA, p. 90 — Cercetarea proprietăţilor oţelului slab aliat la tratamentul termic din căldura de laminare, p. 93 — Legităţile de formare a structurii în cazul grafitizării oţelului cu nichel, p. 97 — Repartizarea sulfului în oţelurile cu conţinut scăzut de carbon, în funcţie de concentraţie şi de tratamentul termic, p. 101 — Separarea electrochimică şi stabilirea naturii incluziunilor de sulfuri în oţelul inoxidabil, p. 105 — Starea termică a modelelor de turnătorie gazificabile, p. 108 — Studierea cedării de căldură a flăcării turbulente suprafeţei plane din camera cu produse de ardere, p. 112 — Studierea aerodinamicii suprafeţei de lucru a cuptorului turn la recoacerea continuă, p. 115 — Schimbul de căldură regenerativ, cu utilizarea energiei radiante, p. 118 — Caracteristicile reflectoare spectrale ale produselor refractare industriale, p. 121 — Cîmpul de temperatură al balonului cu proprietăţi termofizice variabile la numere Fo mici, p. 125 — Cercetarea experimentală a sistemelor de susţinere cu jet a benzilor de metal în cuptoare, p. 128—Calculul cauperelor ţinînd seamă de schimbul de căldură în spaţiul de sub cupolă, p. 131 — Modelarea transmiterii de căldură la retopirea cu plasmă a semifabricatelor, p. 134 — Probleme metodologice de estimare a eficienţei economice a producţiei şi de utilizare a metalului de calitate superioară, p. 138 — Posibilităţile de utilizare a soluţiilor de decapare uzate de la uzinele metalurgice, la epurarea apelor reziduale, p.142 — Influenţa deformării asupra dizolvării fazelor excedentare, p. 144 — Desulfurarea fontei în condiţiile actuale, p. 145 — Studierea viscozităţii zgurelor eterogene, p. 146—Dezvoltarea procedeelor de reducere a fierului la încălzirea aerului insuflat, p. 147 — Prognozarea desulfurării oţelului lichid în oală cu silicocalciu pulverulent, p. 148—Utilizarea carbonului monolit la tratarea în convertizor a ferocromului cu conţinut mediu de carbon, p. 149 — Absorbţia azotului de către fier în cazul topirii cu arc electric în atmosferă de $Ar + N_2$ şi $Ar + NH_3$, p. 149 — Stabilirea încovoierii cilindrilor de lucru de la laminorul 450, p. 150 — Determinarea experimentală a grosimilor limită ale crestăturilor în cazul tăierii cu pile cu discuri, p. 151—Influenţa recoacerii preliminare asupra cristalizării aliajului amorf $Fe_{80}Si_6B_{14}$, p. 154.

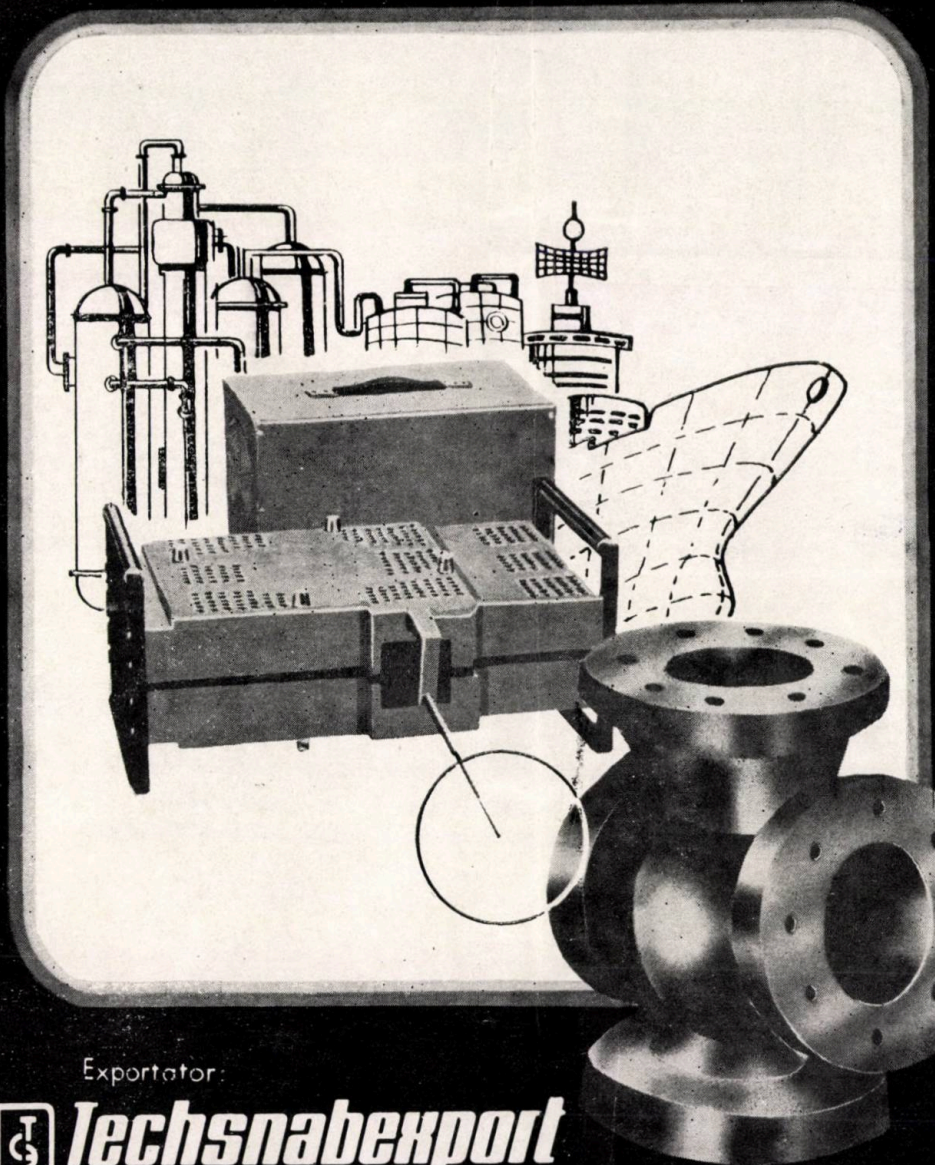
CONTROLUL NEDISTRUCTIV DE SIGURANTA AL PRODUSELOR CU GROSIMEA DE PINA LA 150 mm(din oţel)

prin metoda roentgenografică, cu ajutorul betatronului MIB-4 de dimensiuni reduse

- domeniu larg de utilizare în diferite ramuri ale industriei
- utilizare în condiţii de cîmp
- greutate redusă şi posibilitatea transportului manual

CARACTERISTICI TEHNICE DE BAZA

Energia maximă a electronilor accelerați, MeV	4
Sensibilitatea roentgenografică, %	min 2
Masa emiţătorului de radiaţii, kg	cca 50
Masa totală a betatronului, kg	sub 150



Exportator:

Techsnabexport

USSR MOSCOW

U.R.S.S., 121200 Moskva, Smolenskaia-Sennaia 32/34
Telefon: 244 32 85 ; Telex: 411328 TSE SU

PUBLICOM

1986 JAN 3 0

E 3280

Kohászat

1985 NOV 13

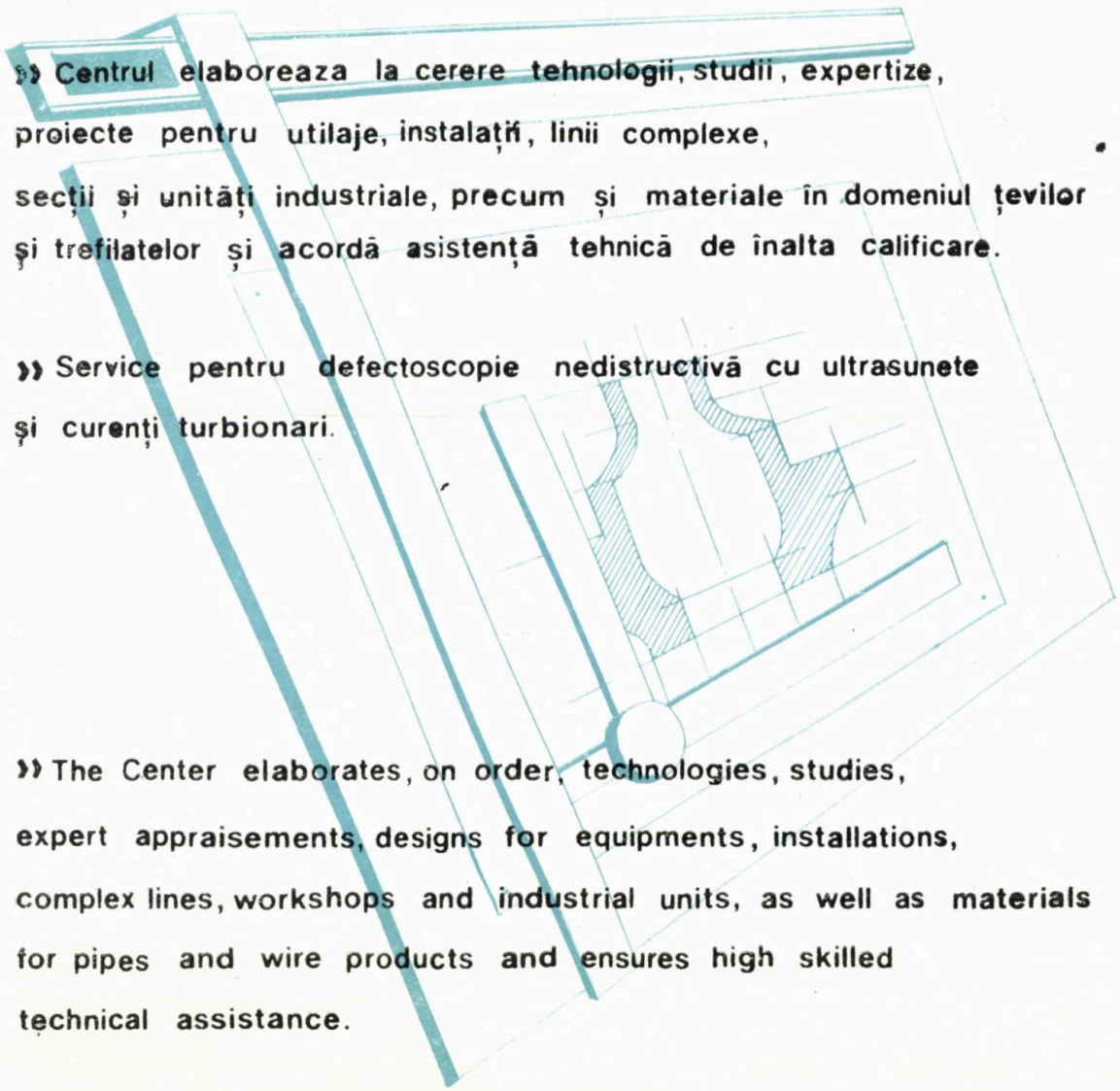
METALURGIA

10

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVII • NR. 10 • OCTOMBRIE 1985

CENTRUL DE CERCETARI SI PROIECTARI PENTRU FABRICATIE DE TEVI SI TREFILATE

DESIGN AND RESEARCH CENTER FOR PIPE AND WIRE PRODUCTS MANUFACTURIN



» Centrul elaboreaza la cerere tehnologii, studii, expertize, proiecte pentru utilaje, instalații, linii complexe, secții și unități industriale, precum și materiale în domeniul țevilor și trefilatelor și acordă asistență tehnică de înalta calificare.

» Service pentru defectoscopie nedistructivă cu ultrasunete și curenți turbionari.

» The Center elaborates, on order, technologies, studies, expert appraisements, designs for equipments, installations, complex lines, workshops and industrial units, as well as materials for pipes and wire products and ensures high skilled technical assistance.

» Service for ultrasonic and eddy current non – destructive testing.

Bulevardul Muncii nr. 256 sect. 2 București ROMANIA Telefon : 277 09

METALURGIA

Anul 37 . Nr. 10 octombrie 1985

CUPRINS

Bostan, Violeta, Kaba, E., Mazur, Margareta şi *Forizs, Şt.*: **Aspecte privind influenţa pregătirii şarjei şi a condiţiilor de coesificare asupra calităţii cocsului** 513

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A., Mureşan, A., Deceanu, P. şi *Draşoveanu, I.*: **Lingotiere şi poduri de turnare mari din fontă cu grafit vermicular** 518

Macaleţ, V., Vlăduţiu, Liana şi *Constantin, I.*: **Contribuţii la studiul termic al unor mineralizaţii de sulfuri cu gangă de carbonaţi şi cuarţ** 528

Ienciu, M., Chircă, D., Moldovan, P., Cristea, Lidia şi *Chircă, I.*: **Cercetări experimentale asupra aliajelor cu efect de memorie a formei** 533

Bălu, Pia, Ciucu, I. şi *Ciucu, Victoria*: **Optimizarea funcţionării unei staţii de pompare a apei pentru o întreprindere metalurgică** 537

Varga, I. şi *Varga, B.*: **Unele aspecte ale cristalizării eutecticelor metalice** 540

Rácz ,S., Gal, A., Benedek, Maria şi *Spiţă, M.*: **Utilizarea fontei de înaltă puritate la producerea cilindrilor de laminor** 542

Botnar, E. şi *Kapusi, C.*: **Preocupări în vederea îmbunătăţirii tehnologiei de elaborare a fontei în cubilou** 544

Bădescu, Al. şi *Roman, Maria*: **Aspectele ecruisării titanului în procesul laminării la rece** 549

Drugă, L.: **Posibilităţi de realizare a procedeului de carburare la presiuni scăzute** 554

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Pumnea, C. şi *Niculescu, T.*: **Instalaţii moderne de retopire a metalelor cu fasciculi (jet) de electroni (II)** 557

DOCUMENTARE 527, 536

REVISTA REVISTELOR 553, 563

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 130 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

„I. P. „Informația" — c. 1465

CONTENTS

DC : 662.74

Boştan, Violeta, Kaba, E., Mazur, Margareta and Forizs, Şt : **Aspects of the influence of batch preparation and of coking conditions on the coke quality**

The authors study the influence of formula structures, batch preparation and coking conditions on the coke quality.

The formula structures require the modification of certain factors of the technological process such as the crushing degree and the coking speed.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 513–517

DC : 621.746.393:669.131.7

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A., Mureşan, A., Deceanu, P. and *Draşoveanu, I.* : **Vermiculary graphite cast iron moulds and large bottom plates**

The paper presents modifiers, the modification technology and the operation behaviour of moulds (10 t) and bottom plates (25 t), made of vermiculary graphite cast iron. Good results were obtained when using MODIVER, MVAZ Romanian modifiers which contain 7–9 % Mg, 10–15 % Al, 3–5 % Ti, 1–3 % Ca, 40–60 % Si, max. 10 % Mn, the rest being made of Fe. The consumption of bottom plates was reduced to an average value of 59 % in comparison to that obtained with lamellar graphite cast iron.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 518–527

DC : 669.011

Macaleţ, V., Vlăduţiu, Liana and *Constantin, I.* : **Contributions to the thermal study of certain minerallization made of carbonate gangue and quartz sulphides**

The study carried out on a polymetal minerallization composed of pyrite, magnetic pyrite, blende and galena with carbonate and quartz gangue, presents the modifications suffered by metal minerals and by gangue minerals during the heating process.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 528–532

DC : 546.3–19

Ienciu, M., Chircă, D., Moldovan, P., Cristea, Lidia and *Cincă, I.* : **The experimental researches on shape memory alloys**

The paper includes the results of experimental tests carried out by the authors concerning the manufacturing of new special alloys with shape memory effect (SME) belonging to Cu–Zn–Al system.

The authors present the optimum steelmaking, casting process and thermomechanical treatments which induce the shape memory effect in copper based alloys. The authors established a correlation between the parameters of the heat treatment proeess and the SME alloy hardness.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 533–536

DC : 628.12 :669

Bălu, Pia, Ciucu, I. and *Ciucu, Victoria* : **The operation optimizing of a water pumping installation used in steel works**

The subject of the application presented in this paper is the operation optimizing of a pomping installation which ensure the industrial water necessary in a steelwork. By using a computer assisted mathematical model, several operation versions have been analysed with a view to establishing those which ensure the necessary quantity of water with a minimum power rate.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 537–539

DC : 621.746.62

Varga, I. and *Varga, B.* : **Certain aspects of crystallization of metal eutectic materials**

The authors analyses the crystallization of eutectic alloys under different cooling conditions, on the basis of the data encountered in literature. The authors noticed that, as a consequence of the crystallization of these alloys, structural components which correspond to the heat balance diagrams are not always obtained.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 540–541

DC : 669.13 :621.771

Rácz, S., Gal, A., Benedek, Maria and *Spiţă, M.* : **The use of high purity cast iron for rolling mill rolls**

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 542–543

DC :621.745.34

Botnar, E. and *Kapusi, C.* : **Ways of improving cupola iron-making technology**

For twenty years, important efforts have been made in order to improve and modernize cupola : air preheating, the use of oyxgen excess, pulverized fuel injection (coke and pit coal), the achievement of taper profile, air redistribution (secondary air). The authors suggest a solution of modernized cupola, on the basis of their own experience.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 544–548

DC : 669.295.621.787

Bădescu, Al. and *Roman, Maria* : **Aspects of titaniun hardening during cold rolling**

The behaviour of titanium during cold plastic deformation presents a series of important aspects which have to be thoroughly analysed. The study aims at analysing the modifications of mechanical properties as well as the increase of the plastic deformation degree by titanium gage rolling.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 10, p. 549–553

DC : 66.046.562

Drugă, L. : **Ways of developing a low pressure carburization process**

The article shows that, as compared to conventional process, low pressure carburization process offers the following advantages : high economic efficiency, high yield of installations, low gas rate and the elimination of controlled atmosphere generators.

The researches aim at developing the main types of steels submitted to carburization with a view to establishing the influence of technological parameters on the final mechanical characteristics of the parts.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 554–556

DC : 621.365.9

Pumnea, C. and *Niculescu, T.* : **Modern metal remelting installations with electron beam (II)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 557–562

INHALT

DK : 662.74

Bostan, Violeta, Kaba, E., Mazur, Margareta und *Forizs, Şt.* : **Gesichtspunkte betreffend den Einfluss der Chargenvorbereitung und der Verkokungsbedingungen auf die Koksqualität**

Es wird der Einfluss der Rezeptstrukturen, der Chargenvorbereitung und der Verkokungsbedingungen auf die Qualität des Hüttenkokses analysiert. Die Rezeptstrukturen benötigen die Veränderung einiger Elemente aus dem Arbeitsvorgang, und zwar die des Zerkleinerungsgrades und die der Verkokungsgeschwindigkeit.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 513–517

DK : 621.746.393:669.131.7

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A., Mureşan, A., Deceanu, P. und Draşoveanu, I. : **Kokillen und Gespanne grosser Ausmasse aus Gusseisen mit Vermikulargraphit**

In der Arbeit werden die Impfstoffe, die Modifikationstechnologie und das Betriebsverhalten der 10 t — Kokillen und der 25 t Gespanne beschrieben, welche aus Gusseisen mit Vermikulargraphit hergestellt worden sind. Befriedigende Ergebnisse wurden bei der Verwendung der rumänischen Impfstoffe MODIVER MVA 2 mit einem Gehalt von 7 ... 9 % Mg, 10 ... 15 % Al, 3 ... 5 % Ti, 1 ... 3 % Ca, 40 ... 60 % Si, von max. 10 % Mn und einem restlichen Gehalt von Fe erzielt. Der Verbrauch von Gespannen sank bis zu einem Durchschnittswert von 59 %, im Vergleich zum Verbrauch von aus Lamellargraphitgusseisen hergestellten Gespannen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 518–527

DK : 669.011

Macaleţ, V., Vlăduţiu, L. und *Constantin, I.* : **Beiträge zum thermischen Studium einiger Sulphidmineralisationen mit Quarzgangart**

Die Untersuchung einer polymetallischen Mineralisation bestehend aus Pyrit, Eisenlebererz, Zinkblende und Galenit mit Karbonat-und Quarzgangart, verfolgte die Veränderungen der metallischen Minerale und der Gangartminerale, welche während der Erwärmung stattfanden. Die durch polymineralische Versuche erhaltenen thermischen Kurven können zu Fehlschlussfolgerungen führen und müssen deshalb mit gewisser Zurückhaltung betrachtet werden.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 528–532

DK : 546.3–19

Ienciu, M., Chircă, D., Moldovan, P., Cristea, Lidia und Cinecă, I. : **Experimentelle Untersuchungen bezüglich den Legierungen mit Formspeicherwirkung**

Die Arbeit umfasst die Ergebnisse der von den Autoren durchgeführten Experimentaluntersuchungen, betreffend die Herstellung einiger neuen Speziallegierungen mit Formspeicherwirkung (EMF), des Cu—Zn—Al—Systemes.

Es werden die optimalen Herstellungs-, Giess-und thermomechanischen Verfahren vorgestellt, welche das Induzieren der EMF—Wirkung in den Kupferlegierungen sichern.

Es wird eine Korrelation zwischen den Warmebehandlungsparameter und der Härte des EMF-Stoffs aufgestellt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 533–536

DK : 628.12 : 669.

Bălu, Pia, Cuicu, I. und *Cîncu, Victoria:* **Die Optimierung des Betriebs einer Betriebswasserpumpenstation eines metallurgischen Werks**

Der Gegenstand dieser Arbeit ist die Optimierung des Betriebs einer Pumpenstation, mit Hilfe derer die notwendige Betriebswassermenge für einem metallurgischen Werk gesichert wird. Durch automatisierte mathematische Gestaltung wurden mehrere Betriebsvarianten analysiert, um jene Lösung zu finden, welche die Betriebswasserzufuhr mit minimalem Energieverbrauch sichert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 537–539

DK : 621.746.62

Varga, I. und *Varga, B.* : **Einige Aspekte zur Kristallisation der Metalleutektiken**

Es wird die Kristallisation der eutektischen Legierungen mit verschiedenen Kühlungsbedingungen, anhand der Daten aus der Fachliteratur behandelt. Es wurde festgestellt, dass infolge der Kristallisation dieser Legierungen nicht immer jene strukturelle Bestandteile erzielt werden, die den Wärmegleichgewichtsdiagrammen entsprechen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 540–541

DK : 669.13 : 621.771

Rácz, S., Gal, A., Benedek, Maria und *Spiţă, M.* : **Einsatz des hochreinen Roheisens bei der Walzenherstellung.**

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 542–543

DK : 621.745.34

Botnar, E. und *Kapusi, C.* : **Wege zur Verbesserung der Gusseisenherstellungstechnologie im Kupolofen**

20 Jahre lang haben sich die Fachleute des Betriebs „Unio" aus Satu Mare standhaft um die Verbesserung und Modernisierung der Kupolöfen bemüht : was die Luftvorwärmung, die Verwendung des Sauerstoffüberschusses, das Brennstaubeinblasen (Koks, Steinkohle), das Erzielen eines tronkonischen Profils, die Neuverteilung der Luft (Sekundärluft) betrifft. Man legt auch einen Vorschlag für einen modernen aufgrund der eigenen Erfahrung entworfenen Kupolofen vor.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 544–548

DK : 669.295 : 621.787

Bădescu, Al. und *Roman, Maria* : **Aspekte betreffs der Kalthärtung des Titans beim Kaltwalzen**

Das Verhalten des Titans während der Kaltverformung beweist eine Reihe von wichtigen Aspekten, die eingehend studiert werden müssen. Das Studium bezweckt die Untersuchung der mechanischen Eigenschaftsänderungen, sowie die Steigerung des durch das Kaliberwalzen des Titans erzielten Verformungsgrades.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 10, p. 549–553

DK : 66.046.562

Drugă, L. : **Möglichkeiten zur Durchführung des Aufkohlungsverfahrens bei niedrigem Druck**

In der Arbeit wird gezeigt, dass verglichen mit den traditionellen Verfahren, die Aufkohlung bei niedrigem Druck folgende Vorteile aufweist : grossen wirtschaftlichen Nutzen, hohe Leistungsfähigkeit der Anlagen, niedrigen Verbrauch technologischer Gase sowie die Beseitigung der Schutzgasgeneratoren.

Ziel der Forschungen ist die Einstellung der wichtigsten, der Aufkohlung unterworfenen Stahlmarken, um den Einfluss der technologischen Parameter auf die endgültigen mechanischen Eigenschaften der Werkstücke festzulegen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 554–556

DK : 621.365.9

Pumnea, C. und *Niculescu, T.* **Moderne Elektronenstrahleinschmelzanlagen (II)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 557–562

SOMMAIRE

CD : 662.74

Bostan, Violeta, Kaba, E., Mazur, Margareta et *Forizs, Şt.* : **Aspects concernant l'influence de la préparation de la charge et des conditions de cokéfaction sur la qualité du coke**

On analyse l'influence des structures de formule de la préparation de la charge et des conditions de cokéfaction sur la qualité du coke métallurgique.

Les structures de formule imposent la modification de certains éléments du processus technologique à savoir le degré de broyage et la vitesse de cokéfaction.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 513–517

CD : 621.746.393 : 669.131.7

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A., Deceanu, P. et *Draşoveanu, I.* : **Lingotières et ponts de coulées à graphite vermiculaire**

On présente les modificateurs, la technologie de modification et la tenue en service des lingotières (10 t) et des ponts de coulées (25 t), réalisés en fontes à graphite vermiculaire. De bons resultats ont été obtenus par l'utilisation des modificateurs roumains du type Modiver MVA , qui contiennent 7–9 % Mg, 10 – 15 % Al, 3 – 5 % Ti, 1 – 3 % Ca, 40–60 % Si, max. 10 % Mn, le reste Fe. La consommation de ponts de coulée a été réduite à la valeur moyenne de 59 % en comparaison à celle de la fonte à graphite lamellaire.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 518–527

CD : 669. 011

Macaleţ, V., Vlăduţiu, Liana et *Constantin, I.* : **Contributions à l'étude thermique de certaines minéralisations de sulfures avec la gangue de carbonates et quartz**

L'étude effectuée sur une minéralisation polymétallique formée de pyrite, pyrotine, blende et galène à gangue de carbonates et de quartz, analyse les transformations des minéraux métalliques et des minéraux de gangue pendant le chauffage.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 528–532

CD : 546.3–19

Ieneiu, M., Chireă, D., Moldovan, P., Cristea, L. et *Cineă, I.* : **Recherches expérimentales sur les alliages à effect de mémoire de la forme**

Les auteurs présentent les résultats des essais expérimentaux concernant la production de nouveaux alliages spéciaux à effet de mémoire de la forme (EMF) du système Cu–Zn–Al.

On présente des processus optima d'élaboration, de coulée et de traitements thermomécaniques qui induissent l'effet de mémoire de la forme dans les alliages de cuivre. Les auteurs font une corrélation entre les paramètres du processus de traitement thermique etl a dureté de l'alliage à effect de mémoire de la forme.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 533–536

CD : 628 : 12 : 669

Bălu, Pia, Ciucu, I. et *Ciucu, Victoria* : **L'optimisation du fonctionnement d'une station de pompage de l'eau utilisée dans une entreprise métallurgique**

On présente l'optimisation du fonctionnement d'une installation de pompes qui assure le nécessaire d'eau industrielle pour une entreprise métallurgique. A l'aide de la simulation mathématique assistée par l'ordinateur, on a analysé plusieurs variantes de fonctionnement pour établir celles qui assurrent le nécessaire d'eau pour une consommation minima d'énergie électrique.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 537–539

CD : 621.746.62

Varga, I. et *Varga, B.* : **Aspects concernant la cristallisation des eutectiques métalliques**

A partir des données de la littérature de spécialité on analyse la cristallisation des alliages eutectiques en différentes conditions de refroidissement.

On constate qu'à la suite de la cristallisation de ces alliages on n'obtient pas toujours des constituents structuraux correspondants aux diagrammes d'équilibre thermique.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 540–541

CD : 669.13.621.771

Racz, S., Gal, A., Benedek, Maria et Spiţă, M. : **L'utilisation de la fonte de haute pureté pour produire des cylindres de laminoir**

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 542–543

CD : 621.745.34

Botnar, E. et *Kapusi, C.* : **Voies d'amélioration de la technologie d'élaboration de la fonte en cubilot**

Durant une vingtaine d'années, on a fait des efforts visant à améliorer et moderniser les cubilots : préchauffage de l'air, emploi de l'oxygène en excès, insufflation du combustible en poudre (coke et houille), réalisation du profile tronconique, rédistribution de l'air (air secondaire). Les auteurs présentent également une proportion de cubilot modernisé, à partir de leur propre expérience.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 544–548

CD : 669.295 : 621.787

Bădescu, Al. et *Roman, Maria* : **Aspects de l'écrouissage du titane dans le processus de laminage à froid**

Le comportement du titane lors de la déformation plastique à froid présente une série d'aspects importants qui doivent être étudiés plus amplement. Les auteurs se proposent d'analyser les modifications des propriétés mécaniques ainsi que l'accroissement du degré de déformation plastique par le laminage en calibres du titane.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 549–553

CD : 66.046.562

Drugă, L. : **Possibilités de réaliser le processus de carburation aux pressions réduites**

A l'encontre des processus classiques, la carburation aux pressions réduites présente les avantages suivantes : efficacité économique élévée, rendement élevé des installations, consommation réduite de gaz technologique et élimination des générateurs d'atmosphère controllée.

Les recherches ont pour but de perfectionner les principaux types d'aciers soumis à la carburation en vue d'établir l'influence des paramètres technologiques sur les caractéristiques mécaniques finales des pièces.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 554–556

CD : 621.365.9

Pumnea, C. et *Niculescu, T.* : **Installations modernes de refusion des métaux par faisceau d'électrons (II)**

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 557–562

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 662.74

Бостан, Виолета, Каба, Э., Мазур, Маргарета и *Фориш, Ш.*: **Аспекты, касающиеся влияния подготовки шихты и условий коксования на качество кокса**

Рассмотрено влияние рецептов, подготовки шихты и условий коксования на качество металлургического кокса. Рецепты требуют изменения некоторых элементов технологического процесса, а именно степени измельчения и скорости коксования.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 513–517

ДК : 621.746.393 : 669.131.7

Рипошан, И., Кишамера, М., Митрофан, А., Мурешан, А., Дечеану, П. и *Драшовяну, И.*: **Большие изложницы и поддоны из чугуна с вермикулярным графитом**

Работа представляет модификаторы, технологию модификации и поведение при эксплуатации изложниц (10 т) и поддонов (25 т) из чугуна с вермикулярным графитом. Хорошие результаты были достигнуты в условиях применения румынских модификаторов типа МОДИВЕР MVA 2, содержащих 7–9% Mg, 10–15% Al, 3–5% Ti, 1–3% Ca, 40–60% Ci макс. 10% Mn, остальное Fe. Расхо по*К*донов снизился до среднеъ величины, т.е. до 59% по сравнению с расходом при использовании чугуна с пластинчатым графитом.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 518–627

ДК : 669.011

Макалец, В., Влэдуцю, Лияна и *Константин, И.*: **Вклады на термическое исследование некоторых сульфидных оруднений с пустой породой карбонатов и кварцом**

Исследование, произведенное на полиметаллическом оруднении, составленном из пирита, пиротина, обманки и свинчака с пустой породой карбонатов и кварцом, рассматривает изменение металлических минералов и минералов пустой породы при нагреве.

Термические кривизны, достигнутые на полиминеральных образцах приводят к неправильным выводам и поэтому нужно относиться к ним сдержанностью.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 528–532

ДК : 546.3–19

Енчу, М., Киркэ, Д., Молдован, П., Кристя, Лидия и *Чинкэ, И*: **Экспериментальные исследования, касающеся сплавов с эффектом запоминания формы**

В работе представлены результаты экспериментальных исследований, достигнутые авторами, касающиеся производства новых, специальных сплавов с эффектом запоминания формы (ЭЗФ), из системы Cu-Zn-Al.

Показаны оптимальные способы выплавки, разливки и термических обработок, которые обеспечивают наведение ЭЗФ в сплавах на основе меди. Сделано соотношение между параметрами способа термической обработки и твёрдостью материала с ЭЗФ.

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 533–536

ДК : 628.12 : 669

Бэлу, Пия, Куйку, И. и *Куйку, Виктория*: **Оптимизация функционирования водоподъёмной станции в металлургическом предприятии**

Работа представляет оптимизацию функционирования насосной станции при помощи которой обеспечивается необходимое количество промышленной воды в металлургическом предприятии. Применением математического моделирования при помощи ЭВМ, были анализированы несколько вариантов функционирования с целью установления тех вариантов, обеспечивающих необходимое количество воды с минимальным расходом электроэнергии.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 537–539

ДК : 621.746.62

Варга, И. и *Варга, Б.*: **Аспекты кристаллизации эвтектических металлических сплавов**

Рассмотрена кристаллизация эвтектических сплавов при различных условиях охлаждения, на основе данных литературы по специальности.

Установлено, что вслед кристаллизации этих сплавов не всегда достигаются структурные составляющие, соответствующие диаграммам теплового равновесия.

Metalurgia 27(1985), nr. 10, p. 540–541

ДК : 669.13 : 621.771

Рац, С., Гал, А., Бенедек, Мария и *Спицэ, М.*: **Применение гугуна высокой чистоты при производстве прокатных валков**

Metalurgia 37 (1985), nr. 10, p. 542–543

ДК : 621.745.34

Ботнар Е. и *Капуси, К.*: **Пути улучшения технологии выплавки чугуна в вагранках**

В течении 20 лет специалисты прилогали особые усилия с целью улучшения и модернизации вагранок, касающиеся подогрева воздуха, применения добавочного кислорода, продувки пылевидного топлива (кокса и каменного угля), реализации профиля усечённого конуса, перераспределения воздуха (вторичного воздуха). Представлено также предложение модифицированной вагранки на основе собственного опыта.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 544–548

ДК : 669.295 : 621.787

Бэдеску, А. и *Роман, Мария*: **Виды упрочнения титана в процессе холодной прокатки**

Поведение титана при пластической, холодной деформации представляет ряд важных аспектов, которые требуют подробного изучения. Исследование анализирует изменения механических свойств, а также повышение степени пластической деформации прокаткой титана в ручьях.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 549–553

ДК : 66.046.562

Другэ, Л.: **Возможности осуществления способа науглероживания при низких давлениях**

В статье показано, что по сравнению с классическими способами, науглероживание при низких температурах представляет следующие преимущества: повышенную экономическую эффективность, высокий коэффициент полезного действия установок, низкий расход технологических газов и исключение генераторов контролируемой атмосферы.

Исследование преследует улучшение главных видов сталей, подвергнутых науглероживанию с целью установления влияния технологических параметров на конечные, механические характеристики деталей.

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 554–556

ДК : 621.365.9

Пумня, К. и *Никулеску, Т.*: **Современные установки переплавки металлов пучком (потоком) электронов (II)**

Metalurgia 37(1985), nr. 10, p. 557–562

METALURGIA 10
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Ing. Violeta Bostan,
ing. E. Kaba
U.C.C. Hunedoara
ing. Margareta Mazur şi ing. Şt. Forizs
C.C.P. Hunedoara

Aspecte privind influenţa pregătirii şarjei şi a condiţiilor de cocsificare asupra calităţii cocsului

CZ: 662.74

Tehnologia de fabricare a cocsului prin procesul comprimării şarjei s-a stabilit iniţial în vederea utilizării în proporţie mare a huilelor slab cocsificabile din Valea Jiului, marca 33.

Deşi intrarea în funcţiune a unor noi capacităţi cocsochimice a dus la creşterea cantitativă a utilizării acestor huile pe ansamblul economiei naţionale, participarea lor în şarja uzinelor cocsochimice individuale a scăzut.

Această deplasare a participării huilelor marca 33 la un nivel de cca 25—35%, faţă de 50—52% anterior, impune o analiză a procesului tehnologic existent.

Faptul că, pe lîngă huilele slab cocsificabile marca 33, se introduc 5—15% huile marca 32VL în reţetele complexe de fabricaţie, îngreuiază efectuarea obiectivă a unei asemenea analize.

Tendinţa modernă în industria cocsochimică este alcătuirea reţetelor de fabricaţie dintr-un număr cît mai mic de componenţi.

Numărul mare de componenţi (8—12) determină pe de o parte limitele utilizării raţionale a capacităţii de pregătire a şarjei, iar pe de altă parte ridică probleme serioase în alegerea unor reţete echilibrate care să asigure calitatea dorită a cocsului.

Avînd în vedere însă faptul că în prezent nu au fost introduse în tehnica de control a calităţii cocsului metodele cele mai adecvate pentru aprecierea calităţii cocsului, metodele existente nu permit precizarea calităţii dorite a cocsului metalurgic.

În lumina celor de mai sus, analiza procesului tehnologic existent poate avea în vedere numai variaţia calităţii cocsului determinată prin analiza tehnică şi rezistenţa mecanică la 100 ture a tobei Micum. Ulterior, prin extinderea determinărilor curente de rezistenţă asupra întregii cantităţi de cocs metalurgic + 25 mm (M 25) sau + 20 mm (I 20), în vederea fixării criteriilor pentru noul STAS de calitate, această analiză va fi extinsă.

Analiza tehnologiei de fabricare a cocsului în condiţiile actuale de aprovizionare (fiind cunoscută oscilaţia calităţii tehnice şi petrografice a materiei prime) se concentrează asupra următoarelor aspecte:

— structurile de reţete utilizate;

— nivelul de pregătire a şarjei prin aprecierea influenţei fracţiei mărunte 0—0,5 mm şi a fracţiei — 3 mm;

— influenţa vitezei de cocsificare, temperatura finală de cocsificare fiind considerată constantă.

Structuri de reţetă utilizate şi calitatea tehnică şi petrografică a şarjelor

Necesitatea de a asigura noile unităţi cocsochimice cu materie primă indigenă a determinat scăderea participării huilei L marca 33 de la proporţia de 50—52% la 20—35%.

Participarea semicocsului, ca o metodă de a introduce indirect huilele marca 32—31 în şarjele de cocsificare şi a reduce consumul huilelor degresante, s-a menţinut la nivelul de 8—9%.

Modificarea esenţială a structurilor de reţetă constă în introducerea în proporţie relativ ridicată, de la 5—15%, a huilelor VL marca 32, ceea ce a dus la modificarea completă a echilibrului huilelor indigene:

— dacă în structurile de reţetă din anul 1960 cele 5% huile VL marca 32 faţă de 50% huile marca 33 au reprezentat numai o proporţie relativă de 10% ,în prezent cele 5% huile marca 32 (val. min.) faţă de 25% huile marca 33 reprezintă cca 20%, ceea ce duce la modificarea totală a comportării amestecului L marca 33 + VL marca 32 în procesul de cocsificare;

— creşterea proporţiei de participare a huilei marca 32 la 10% şi peste înseamnă o participare relativă de 40—45% a huilelor marca 32 în amestecul L marca 33 + VL marca 32, parti-

cipare care nu mai poate fi suportată de huila de bază L marca 33; se impune o compensare puternică prin modificarea structurii de rețetă în direcția creșterii huilelor cu proprietăți foarte bune de aglutinare — cocsificare.

Dintre huilele ameliorante numai huilele E marca 34 și C marca 35 au o structură petrografică vitritică care asigură o compatibilitate bună cu huilele L marca 33 + VL 32.

Huila E marca 34, datorită gradului de autodegresare puternică, asigură aglutinarea numai a materialului cărbunos propriu și, prin urmare, nu poate fi considerată decît în cel mai bun caz un înlocuitor al huilei L marca 33.

Degresarea șarjei în noile condiții este asigurată de degresantul artificial indigen — semicocs — din huile marca 31, degresant natural de huilă C_2 marca 36—37 și parțial cu degresant natural de tip „amestec" marca E 53—37 și huilă E marca 35 degresantă.

Trebuie subliniat că, în cazul amestecului marca E 35—37, efectul de degresare-ameliorare sau de simplă înlocuire a huilei L marca 33 depinde de compoziția amestecului de acest tip.

Huila E marca 35, tot de natură vitritică, are un rol concomitent de ameliorare și degresare, pe acest considerent putînd fi utilizată atît pentru îmbunătățirea capacității de înglobare a fazei plastice, cît și pentru întărirea degresării naturale.

Structura de rețetă tip se construiește pe următoarea structură de mărci:

— huile de gaz marca 32+33, 30—35%;
— huile ameliorante cu proprietăți bune de cocsificare, 30—35%;
— huile degresante, 10—15%;
— semicocs, 8—9%.

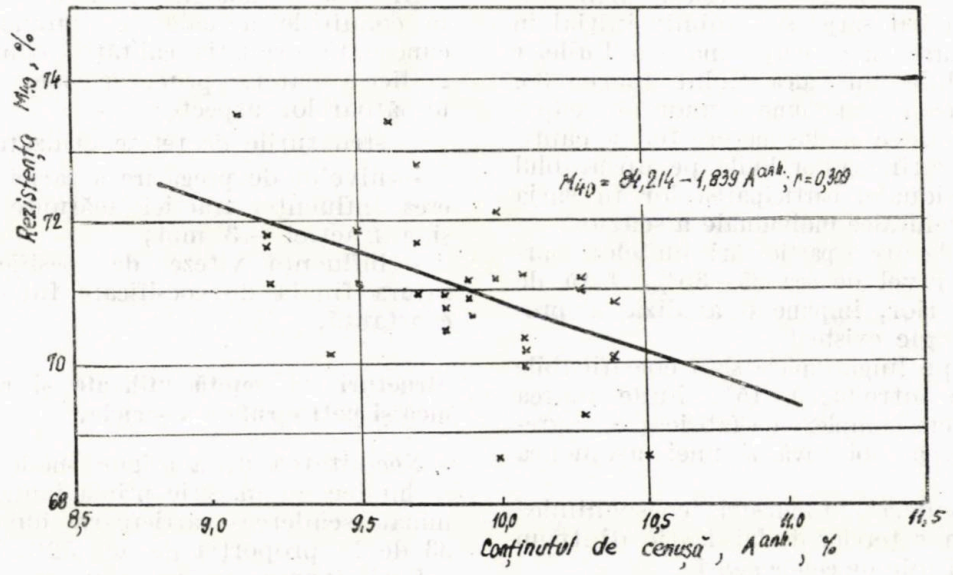


Fig. 1. Variația rezistenței mecanice M_{40} în funcție de conținutul de cenușă

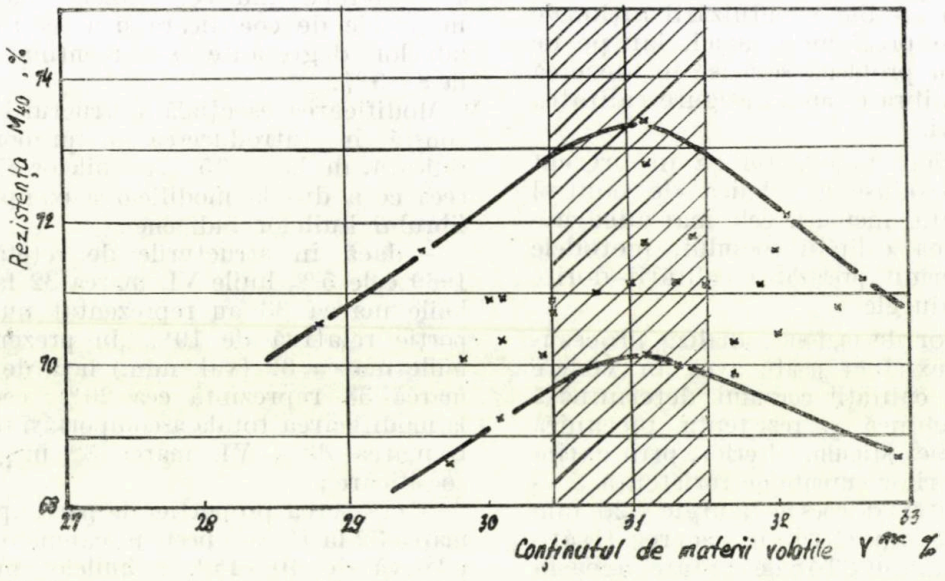


Fig. 2. Variația rezistenței mecanice M_{40} cu creșterea conținutului de materii volatile la masa combustibilă

Din condiţiile actuale de aprovizionare se remarcă, ca observaţie generală, prezenţa unui număr foarte mare de componenţi (8—12), care nu duc la îmbunătăţirea pregătirii şarjei, ci, dimpotrivă, îngreuiază acest proces.

Alcătuirea reţetelor în aceste condiţii este dificilă şi determinată de următoarele fenomene :

— lipsa proprietăţilor tehnologice active;

— neuniformitatea puternică a componenţilor individuali, atît din punct de vedere petrografic, cît şi din punct de vedere al proprietăţilor tehnice şi tehnologice.

După cum se vede din figurile 1 şi 2, nivelul de cenuşă al şarjei se situează în limitele de 9—10,5 %, iar cel de materii volatile, la nivelul de 29—33 %, la masa combustibilă.

Oscilaţia conţinutului de cenuşă, pe lîngă oscilaţia cenuşii componenţilor individuali, se datoreşte şi faptului că nu există întotdeauna posibilităţi pentru a compensa conţinutul ridicat de cenuşă al componenţilor indigeni cu un component import adecvat, care să aibă un conţinut scăzut de cenuşă.

Influenţa cenuşii asupra proprietăţilor fizico-mecanice ale cocsului metalurgic este foarte puternică, datorită caracterului variat al cenuşii şi datorită influenţei sale negative, în special asupra stării plastice, prin reducerea fluidităţii şi a capacităţii de înglobare a masei plastice.

În figura 1, se prezintă variaţia rezistenţei mecanice la 100 ture M_{40} %, în funcţie de conţinutul de cenuşă.

Alcătuirea reţetelor complexe numai pe baza randamentului de materii volatile ale componenţilor activi şi inerţi, legat de conţinutul ridicat şi variabil de cenuşă, duce la o variaţie mare a randamentului de materii volatile la masa combustibilă, şi anume de la 29 la 33 %.

După cum se vede din figura 2, dintre reţetele care duc la obţinerea cocsului cu rezistenţă mecanică M_{40} cele mai bune sînt situate în domeniul 31 $\pm$ 0,5 % randament de materii volatile la masa combustibilă.

Depăşirea acestei limite în ambele direcţii duce la obţinerea unui cocs de calitate mai slabă.

Metodele uzuale de apreciere tehnologică a calităţii componenţilor, Sapojnikov, Roga, umflare liberă, dilatare Audibert-Arnu, nu permit o cunoaştere mai bună a influenţei componenţilor individuali în şarjele complexe.

Randamentul de materii volatile ale şarjei nu coincide întotdeauna cu suma randamentelor de materii volatile ale vitrinitului, componentul petrografic aglutinant, motiv pentru care nu este satisfăcătoare alcătuirea şarjei numai pe baza materiilor volatile.

Influenţa nivelului de pregătire a şarjei

Schema de pregătire a şarjei este o schemă stabilită şi experimentată îndelung, prin predozarea componenţilor pe amestecuri de componenţi la depozitul acoperit, măcinarea şi apoi dozarea lor, amestecurile fiind următoarele :

— huile cu proprietăţi foarte slabe de aglutinare; huile ameliorante cu proprietăţi bune de aglutinare; huile degresante ameliorante; semicocs degresant artificial.

Alegerea componenţilor individuali pentru amestecurile predozate s-a făcut pe baza unei experienţe îndelungate privind comportarea la măcinare în diferite fluxuri de măcinare a acestora. În lucrarea de faţă, se analizează numai influenţa fracţiilor caracteristice 0—0,5 mm şi 0—3 mm asupra calităţii cocsului, în condiţiile actuale de scădere a participaţiei

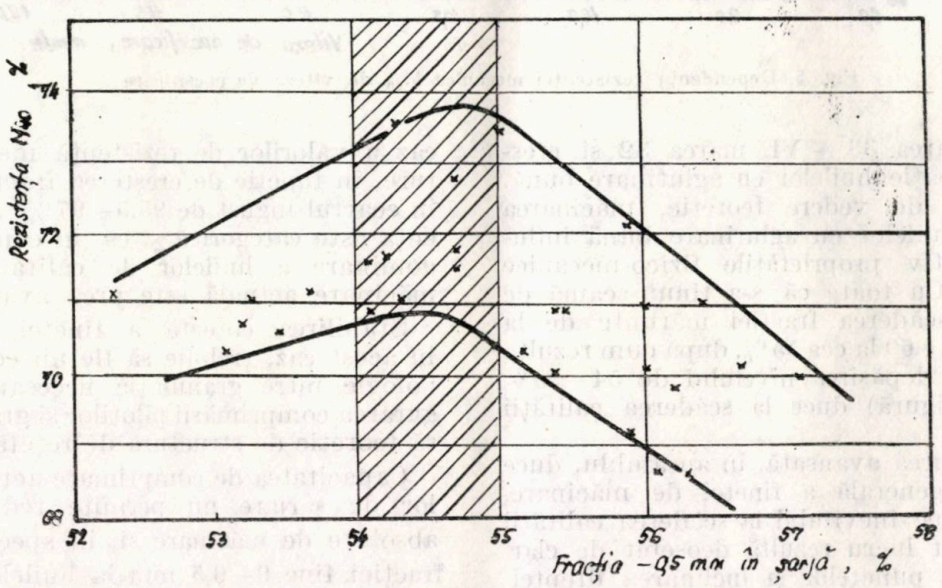


Fig. 3. Variaţia rezistenţei mecanice M_{40} cu creşterea fracţiei —0,5 mm în şarjă

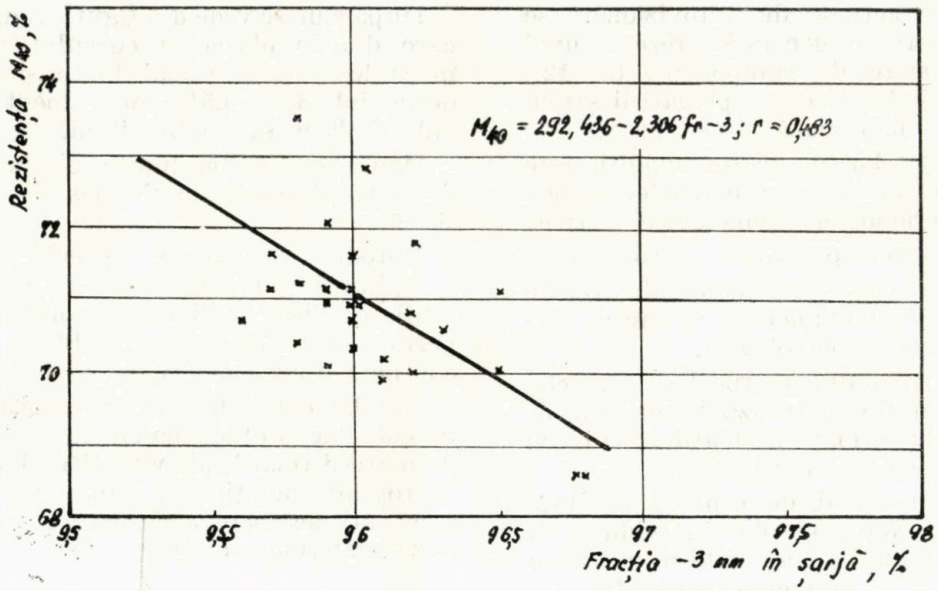


Fig. 4. Variația rezistenței mecanice M_{40} cu creșterea fracției — 3 mm în șarjă

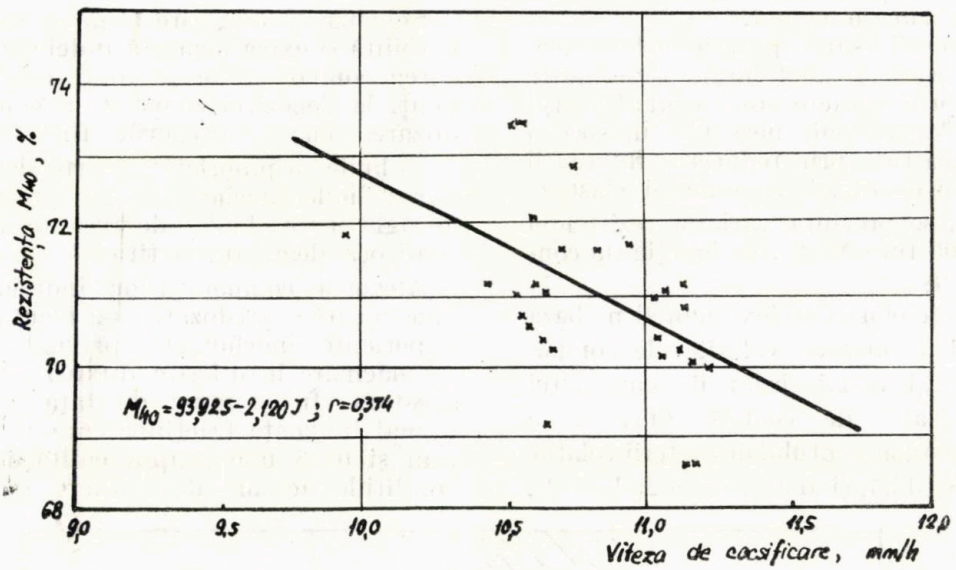


Fig. 5. Dependența rezistenței mecanice M_{40} de viteza de cocsificare

huilelor L marca 33 + VL marca 32 și creștere a participației huilelor cu aglutinare bună.

Din punct de vedere teoretic, măcinarea avansată a huilelor cu aglutinare bună influențează negativ proprietățile fizico-mecanice ale cocsului. Cu toate că s-a ținut seamă de aceasta prin scăderea fracției mărunte de la nivelul de peste 60 la cca 55 %, după cum rezultă din figura 3, depășirea nivelului de 54—55 % (haşurat în figură) duce la scăderea calității cocsului.

Măcinarea prea avansată, în ansamblu, duce la creșterea generală a fineței de măcinare, ceea ce va duce inevitabil la scăderea calității cocsului. Acest lucru rezultă deosebit de clar din orientarea punctelor și înclinarea dreptei de corelație din figura 4. Orientarea în acest caz a valorilor de rezistență mecanică la 100 ture, în funcție de creșterea fracției sub 3 mm în ecartul îngust de 95,5—97 %, arată că influența este categorică și că, în condițiile de predominare a huilelor de calitate, finețea de măcinare actuală este prea avansată.

Stabilirea corectă a fineței de măcinare, în acest caz, trebuie să fie un compromis tehnologic între granulația necesară pentru asigurarea comprimării piloților și granulația impusă teoretic de structura de rețetă.

Capacitatea de comprimare actuală a mașinilor de șarjare nu permite reducerea fineței absolute de măcinare și, în special, reducerea fracției fine 0—0,5 mm la huilele ameliorante și degresante, în afara semicocsului.

Tabelul 1

Variația rezistenței cocsului în funcție de caracteristicile șarjei și viteza de cocsificare în corelații liniare multiple, ponderea de influență și coeficientul de corelații

Variabila		Coeficientul de regresie, simbol	Coeficieniul de regresie, valoare	Ponderea de influență, %	Coeficientul de corelație
Denumirea	Simbolul				
Rezistență	M_{40} %	a_0	262,534		0,614
Cenușă	A^{anh} %	a_1	—0,814	12,51	
Materii volatile	V^{anh} %	a_2	0,356	11,05	
Fracția 0—0,5	Fr-0,5	a_3	0,359	9,42	
Fracția 0,3	Fr-3	a_4	—2,055	44,77	
Viteza de cocsificare	V^{mm}/h	a_5	—1,567	22,24	
Rezistență	M_{40}	a_0	80,532		0,497
Cenușă	A^{anh} %	a_1	—1,312	32,07	
Materii volatile	V^{anh} %	a_2	0,404	19,94	
Fracția 0—0,5	Fr-0,5	a_3	0,185	7,72	
Viteza de cocsificare	V^{mm}/h	a_4	—1,784	40,28	

Influența condițiilor de cocsificare

Procesul tehnologic de cocsificare fiind stabilizat, corespunzînd producției planificate, temperatura în verticalele de încălzire este relativ constantă (1 358—1 372, în medie 1 364,5°C), din care motiv analiza influenței condițiilor de cocsificare s-a limitat la verificarea efectului vitezei de cocsificare asupra calității cocsului.

Acest lucru este necesar, deoarece considerentele teoretice, printre care viteza de cocsificare ridicată se impune numai în cazul cocsificării unor rețete complexe în care predomină huilele tinere, ca cele din vestul Văii Jiului, sînt justificate.

Scăderea participației acestor huile duce în mod inevitabil la necesitatea micșorării vitezei de cocsificare.

În figura 5 sînt redate vitezele de cocsificare în mm/h, care arată că există o strînsă dependență între viteza de cocsificare și calitatea cocsului.

Din reprezentarea variației rezistenței cocsului M_{40}, în funcție de viteza de cocsificare redată în figura 5, rezultă că o creștere a vitezei de cocsificare cu 1 mm/h duce la scăderea rezistenței medii a cocsului M_{40} cu cca 2% absolute.

Observații generale privind influența calității materiei prime, a condițiilor de pregătire și cocsificare asupra calității cocsului

Procesul de cocsificare este un proces complex de transformare la nivel macromolecular a masei cărbunoase, în absența aerului și sub influența fluxului termoenergetic. Este firesc ca după analiza influenței unor factori individuali asupra calității cocsului să se facă o încercare de a vedea influența acestor factori.

Corelațiile liniare multiple efectuate în acest sens sînt redate în tabelul 1 și arată următoarele:

— ponderea de influență a conținutului de cenușă variază de la 12 la 32%;

— materiile volatile în stabilirea nivelului de rezistență au o pondere de 11—20%;

— influența condițiilor de pregătire s-a analizat prin prezența ambelor fracții caracteristice (0,5 mm și sub 3 mm) și numai în cazul fracției sub 0,5 mm. Rezultatele arată că influența fracției sub 0,5 mm este de numai 7—10%, în timp ce influența fracției sub 3 mm atinge și nivelul de 45%;

— se remarcă o influență foarte puternică a vitezei de cocsificare între 22—40%.

Ca o concluzie generală privind posibilitatea obținerii unui cocs metalurgic de calitate superioară, în condițiile actuale de aprovizionare, se poate afirma că acest lucru este posibil prin:

— scăderea conținutului de cenușă al componenților șarjei;

— alegerea nivelului optim de randament de materii volatile;

— alegerea nivelului optim de mărunțire a șarjei (corespunzător componenților utilizați) în special la fracția 0,5 mm;

— scăderea nivelului absolut de măcinare pînă la limitele admise de procesul de comprimare;

— scăderea vitezei de cocsificare sau mai bine zis alegerea vitezei de cocsificare în funcție de structura de rețetă dată, ținînd seamă de participarea huilelor VL marca 33+L 32.

Lingotiere și poduri de turnare mari din fontă cu grafit vermicular

Dr. ing. I. Ripoșan, ing. M. Chișamera
Institutul politehnic — București
ing. A. Mitrofan, ing. A. Mureșan,
ing. P. Deceanu și ing. I. Drașoveanu
I.M. Alba Iulia

CZ: 621.746.393 :669.131.7

Experimentările au urmărit stabilirea unor modificatori și a unor tehnologii de modificare adecvate obținerii lingotierelor tip LN 80 (10 t) și a podurilor de turnare tip WA 001—4 (25 t) din fontă cu grafit vermicular (compact).

La rezolvarea acestor probleme a trebuit să se țină seamă de grosimea mare de perete a pieselor turnate (140—200 mm în cazul lingotierelor, respectiv 200—300 mm în cazul podurilor), de durata mare de la modificare și pînă la turnare (de regulă de 10—15 min), precum și de viteza mică de răcire la solidificarea fontei (turnare în rășini furanice). A fost nevoie să se ia în considerare și alte probleme : temperatura scăzută de turnare a acestor piese (1 240—1 250°C) impunea o modificare la temperaturi scăzute (1340—1380), respectiv o asimilare ușoară a modificatorului; fonta obținută trebuie să fie caracterizată printr-o rezistență ridicată la oxidare și șoc termic; structura fontei, în stare turnată nu trebuie să conțină cementită liberă la o masă metalică preponderent feritică, deci fără a face apel la tratament termic. Fontele inițiale, supuse modificării, aveau un conținut ridicat de sulf, respectiv 0,04—0,08% S.

Experimentări în vederea stabilirii și producerii modificatorilor

Problema principală a constituit-o stabilirea unei compoziții de modificator, care să asigure obținerea fontei cu grafit vermicular, la scară industrială, în condițiile prezentate anterior. În acest scop, după mai multe experimentări, s-a ajuns la un modificator care reunește elemente cu acțiune de compactizare a grafitului (Mg, Ca) și elemente antisferoidizante (Al, Ti), cu siliciu ca element de bază, respectiv din sistemul FeSiCaAlTiMg. Acești modificatori au fost brevetați sub denumirea Modiver (MV), brevet R.S.R. nr. 86310 [1].

În compoziția modificatorilor mai pot să intre Mn și Cu, pentru sporirea acțiunii perlitizante. Acțiunea celor două grupe de elemente este exprimată prin intermediul unui factor complex : $R = \frac{\%Al + \%Ti}{\%Mg + 0{,}3\%Ca} = 0{,}8-4{,}0$, care se stabilește în funcție de conținutul de sulf al fontei, grosimea de perete a pieselor și durata de la modificare pînă la turnare.

Pentru condițiile date de utilizare, optim s-a dovedit a fi modificatorul cu compoziția : 7—9% Mg; 10—15% Al; 3—5% Ti; 1—3% Ca; 40 — 60% Si; max. 10% Mn; rest Fe, simbolizat conform brevetului R.S.R. nr. 86 310 Modiver MV 41, denumirea comercială actuală fiind Modiver MVA 2, aceasta din urmă fiind utilizată în cadrul lucrării.

Experimentările de laborator au ilustrat eficacitatea acestui modificator, în comparație cu alte tipuri testate în acest scop. Vor fi prezentate în continuare numai rezultatele obținute cu modificatorul Modiver MVA 2. O fontă cu 0,05% S a fost modificată cu 1,2% Modiver MVA 2 și postmodificată cu 0,5% FeSi 75, fiind turnată într-o formă de grafit, cu dimensiunile Ø 100×100 mm. Pentru a mări durata de solidificare a fontei, forma de grafit a fost introdusă într-un cuptor vertical cu bare de silită, care a fost încălzit și menținut la temperatura de 1 000°C pe toată durata solidificării. Regimul termic a fost următorul : temperatura la modificare — 1 450°C; temperatura fontei la terminarea turnării în formă — 1 270°C; temperatura palierului eutectic — 1 165°C.

Duratele răcirii fontei, în aceste condiții, au fost : în intervalul 1 270—1 165°C de 205 s; durata palierului eutectic — 795 s; durata totală de răcire și solidificare — 1 000 s.

Analiza structurii fontei, în aceste condiții de modificare și solidificare, este prezentată în tabelul 1.

Se constată deci că efectul modificator s-a menținut și în cazul unor durate mari de solidificare, cu o scădere totuși a gradului de compactitate a grafitului vermicular (raportul L/g crește de la 4—6 la valori de 9—10). Structura fontei solidificate la o viteză mică de răcire, în proba Ø 100×100 mm, este prezentată în figura 1, *a*.

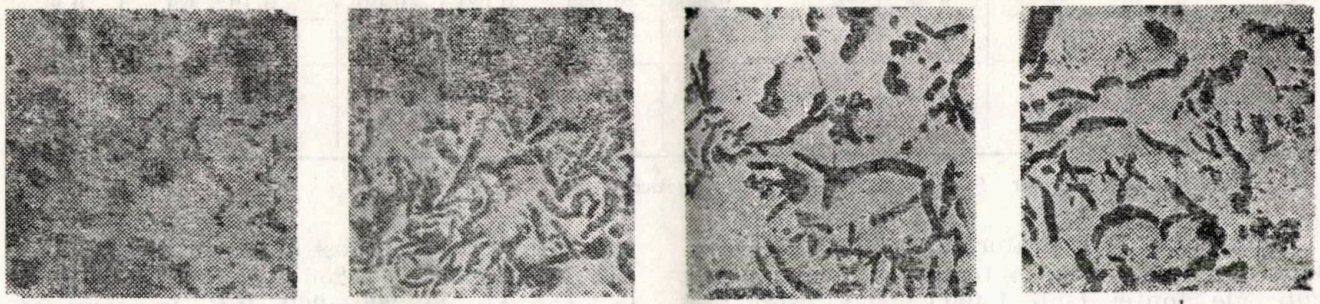
Experimentările de laborator au permis trecerea la fabricarea industrială a acestor modificatori. Într-o primă etapă (1983), modificatorul a fost produs sub denumirea Modiver MV 41, utilizîndu-se în acest scop FeSiTi (2,5—8,5% Ti, 0,5—2,0% Al, 0,3—0,7% Mn, 60—80 % Si), SiCa 31, Al (lingou) și Mg (lingou).

În prezent, acest modificator este livrat sub denumirea Modiver MVA 2 (simbolizare schimbată, ca urmare a acțiunii de sistematizare a modificatorilor pentru Fgv, produși în R.S.R., de către grupa de fonte CT-CNIT).

Tabelul 1

Durabilitatea efectului modificator, la utilizarea modificatorului Modiver MVA 2.

Probe și forma de turnare	Grafit, %		Masa metalică, %		Caracteristicile grafitului vermicular			Caracteristicile grafitului nodular	
	Gn	Gv	F	P	L, μm	g, μm	L/g	dg, μm	Nod./mm²
Ø 30×100 mm. Amestec uscat (3′ de la modificare)	35	65	10—30	70—90	30—50	5—10	4—6	30—40	75—100
Ø 100×100 mm. Formă de grafit menținută în cuptor la 1 000°C	20	80	60	40	130—170	13—18	9—10	50—70	20—30



a *b* *c* *d*

Fig. 1. Structura fontelor modificate:

a — structura fontei solidificate în cuptorul de menținere (la 1 000°C) în probe Ø 100×100. Atac Nital 2%; 100 : 1; *b* — structura fontelor în lingotierele de 10 t. Neatacat 100 :1; *c* — structura fontelor în podurile de turnare de 25t. Neatacat; 100 :1

Acești modificatori sînt recomandați în principal pentru piesele ce lucrează în condiții de oxidare [2].

Obținerea lingotierelor din Fgv

Fontele destinate turnării lingotierelor au fost elaborate în cuptoare cu inducție cu creuzet (12,5 t), cu căptușeală acidă, la frecvența rețelei. Modificarea fontei are loc prin procedeul Sandwich, respectiv în oala cu buzunar, cu capacitatea de 15 t, utilizînd în acest scop modificatorul tip Modiver, cu compoziția chimică prezentată anterior, la o granulație de 5—30 mm.

Fonta este preluată cu o oală de turnare de la cuptorul cu inducție cu creuzet (circa 10 t), fiind completată cu fontă dintr-un cuptor cu inducție cu canal 40 t (1—2 t). Temperatura fontei la evacuarea din cuptorul cu inducție cu creuzet a fost de 1 440—1 480°C, iar din cuptorul cu canal, de 1 400—1 420°C.

În vederea micșorării conținutului de sulf al fontei, la baza oalei de turnare se introduce sodă (0,5—1,0%). În aceste condiții, conținutul de sulf al fontei scade cu circa 10—20%.

Modificarea fontei a avut loc la temperaturi cuprinse în limitele 1 350—1 380°C.

Postmodificarea a fost realizată cu 0,5 % FeSi 75, la o granulație de 1—3 mm, adăugat în jetul de fontă, la turnarea în formă.

În prima parte a experimentărilor, fonta a fost trecută din oala de modificare din nou în oala de turnare, în vederea turnării în formă.

Datorită însă măririi duratei de menținere a fontei după modificare (20—30 min), s-a preferat umplerea lingotierei direct din oala de modificare. În acest caz, timpul de la modificare pînă la turnare a fost menținut la valori de maximum 18 min.

În figura 2 este prezentat regimul termic practicat la fabricarea lingotierelor din fontă cu grafit vermicular.

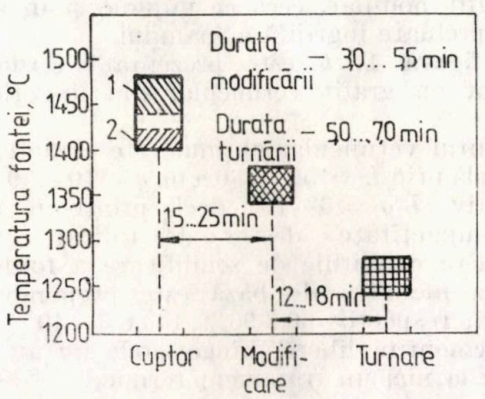


Fig. 2. Regimul termic la modificarea fontei, turnate în lingotiere:

1 — cuptor cu creuzet; *2* — cuptor cu canal

Tabelul 2

Compoziția chimică a fontelor pentru lingotiere

Număr lingotieră	Tipul fontei	Compoziția chimică, %							S_c
		C	Si	Mn	P	S	Mg	Alte elemente	
13	*C*	3,8	1,54	0,61	0,11	0,05	—	ND	1,0
	F	3,68	2,2	0,82	0,15	0,004	0,017	ND	1,02
15	*C*	3,72	1,65	0,75	ND	0,05	—	ND	1,0
	F	3,56	2,0	0,78	0,16	0,027	0,019	0,32% Cu 0,15% Cr	1,0
17	*C*	3,52	1,61	0,88	ND	0,069	—	ND	0,95
	F	3,48	2,25	0,69	0,095	0,021	0,016	0,10% Cu	0,98
	C	3,75	1,65	0,60	ND	0,042	—	ND	1,0
18	*F*	3,48	2,22	0,74	0,081	0,019	0,015	0,22% Cu 0,25% Cr	0,94

Obs. *C*—fontă la cuptor; *F*—fontă finală (apendice lingotieră); *ND*—nedeterminat

Compoziția modificatorului asigură o asimilare ușoară, chiar la temperaturi mai scăzute ale fontei (sub 1 400°C), iar prezența aluminiului determină o diminuare accentuată a efectului piroforic. În aceste condiții, respectiv la temperaturi scăzute și în prezența aluminiului, reacția de modificare este foarte liniștită, realizîndu-se în același timp o asimilare completă a prealiajului.

În tabelul 2 este prezentată compoziția chimică a fontelor, în cazul cîtorva lingotiere turnate. Analiza chimică finală este realizată din probe tip „apendice", amplasate la partea inferioară a lingotierei. Sistematic, conținutul final de carbon este mai scăzut decît cel inițial (la evacuarea din cuptor), fapt datorat, pe de o parte, fenomenului de flotare a grafitului, dar mai ales desprinderii separărilor de grafit, la preluarea șpanului pentru analize. Rezultă deci că la fonta cu grafit vermicular se înregistrează același fenomen ca și la fonta cu grafit nodular, ceea ce impune și în acest caz o preluare îngrijită a șpanului.

În figura 1, *b* este prezentată structura fontelor cu grafit vermicular din lingotierele turnate.

Grafitul vermicular obținut este caracterizat de regulă prin $L = 50-350$ μm, $g = 10-50$ μm, respectiv $L/g = 3-15$, deci printr-un grad de compactitate destul de ridicat, avînd în vedere condițiile de solidificare a fontelor.

Masa metalică de bază este preponderent feritică, respectiv 60—95% F și 5—40 % P, fără cementită liberă. Lingotierele nu au fost supuse la nici un tratament termic.

O asemenea structură asigură proprietăți mecanice ridicate, inclusiv în peretele lingotierei.

În probe tip U au fost obținute $R_m = 350-460$ N/mm², $R_{p0,2} = 250-280$ N/mm², $A = 1,15-2,5$ %, 200—260 *HB*, în timp ce în peretele lingotierei au fost obținute rezistențe de peste 150 N/mm².

Consumul de modificator tip Modiver MVA2 se stabilește în funcție de conținutul de sulf al fontei, ținîndu-se seamă, de asemenea, de durata mare de menținere a fontei după modificare și turnare, precum și de solidificarea lentă a fontei. Experimentările au condus la stabilirea dependenței din figura 3, pentru condițiile date de lucru.

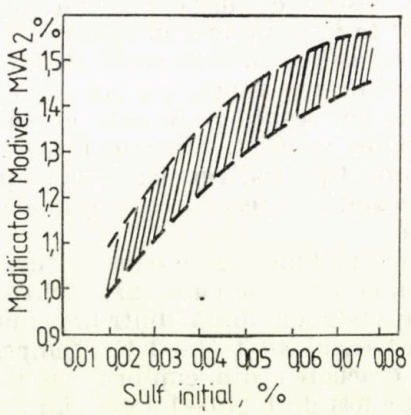


Fig. 3. Stabilirea consumului de Modiver MVA 2, pentru obținerea lingotierelor din Fgv

Turnarea lingotierelor a fost realizată în sifon, printr-un bazin cu dimensiunile 1 000 × 400 × 300 mm și patru alimentatoare Ø 40 mm, plasate cîte două pe o latură a lingotierei (în prima fază două alimentatoare Ø 80 mm).

Temperatura scăzută de turnare, rigiditatea formei din rășini furanice și solidificarea spe-

Tabelul 3

Compoziția chimică recomandată pentru lingotierele (10 t) din Fgv

Tipul fontei	Compoziția chimică, %								S_c
	C	Si	Mn	P	S*	Mg	Al	Ti	
Înainte de modificare	3,6—3,8	1,5—1,7	max. 0,7	max. 0,15	max. 0,05	—	max. 0,05	max. 0,05	0,95—1,0
Finală (apendice lingotieră)	3,4—4,0	1,8—2,6	max. 0,9	max. 0,15	max. 0,03	0,01—0,03	0,05—0,25	0,05—0,15	0,97—1,1

* Conținutul inițial de sulf poate fi pînă la 0,1 % , la elaborarea în cubilou

Tabelul 4

Caracteristicile fontelor cu grafit vermicular în podurile de turnare de 25 t

Nr. pod	Tip fontă	Compoziția chimică, %					S_c	Structura în probe apendice pod				
								Grafit, %			Masa metalică, %	
		C	Si	Mn	S	Mg		Gl	Gv	Gn	F	P
2	C	3,72	1,75	0,75	0,056	—	0,98	—	60—90	10—40	75—95	5—25
3	C	3,64	1,6	0,8	0,042	—	0,95	—	>95	<5	>90	<10
4	C	3,64	1,64	0,7	0,05	—	0,96	<10	>90	—	>90	<10
	F	3,6	2,35	0,74	0,002	0,02	1,0					
5	C	3,6	1,7	0,8	0,055	—	0,95	10	90	—	80	20
	F	3,52	2,5	0,79	0,015	0,021	0,99					
6	C	3,65	1,55	0,84	0,074	—	0,95	—	95	5	80	20
	F	3,56	2,35	0,77	0,005	0,015	0,99					
8	F	3,44	2,35	0,87	0,01	0,03	0,96	10	80	10	75—85	15—25
11	C	3,67	1,77	0,76	0,08	—	0,97	20	80	—	80	20
	F	3,32	2,41	0,51	0,025	0,018	0,93					
13	C	3,64	1,74	0,69	0,06	—	0,96	5	95	—	90	10
	F	3,68	2,05	0,7	0,015	0,021	1,0					
15	F	3,64	2,27	0,67	0,012	0,017	1,0	5	95	—	90	10

Obs. C — fontă la cuptor; *F* — fontă finală (apendice lingotiere)

cifică a fontei cu grafit vermicular [2],[3] asigură o tendință scăzută de formare a retasurii, din care cauză a fost posibilă obținerea unor lingotiere „sănătoase", în condițiile unei maselotări reduse (două maselote Ø 100×600 mm, respectiv 0,7 % din masa piesei).

Turnarea la temperaturi scăzute și absența interacțiunii cu forma de turnare au asigurat obținerea unor suprafețe de calitate deosebită.

În tabelul 3 sînt prezentate compozițiile chimice recomandate ale fontelor înainte și după modificare (compoziția finală — apendicele lingotierei).

Compoziția chimică a modificatorului asigură obținerea fontei cu grafit vermicular și la conținuturi mai mari de sulf, nefiind necesar deci ca în producția de lingotiere să se apeleze la desulfurări avansate, așa cum se constată în cadrul altor tehnologii [2], [4].

Obținerea podurilor de turnare

Au fost obținute poduri de turnare cu patru canale, tip WA 001—4, cu grosimea de perete de pînă la 300 mm (fig. 4), turnate în forme pe bază de rășini furanice.

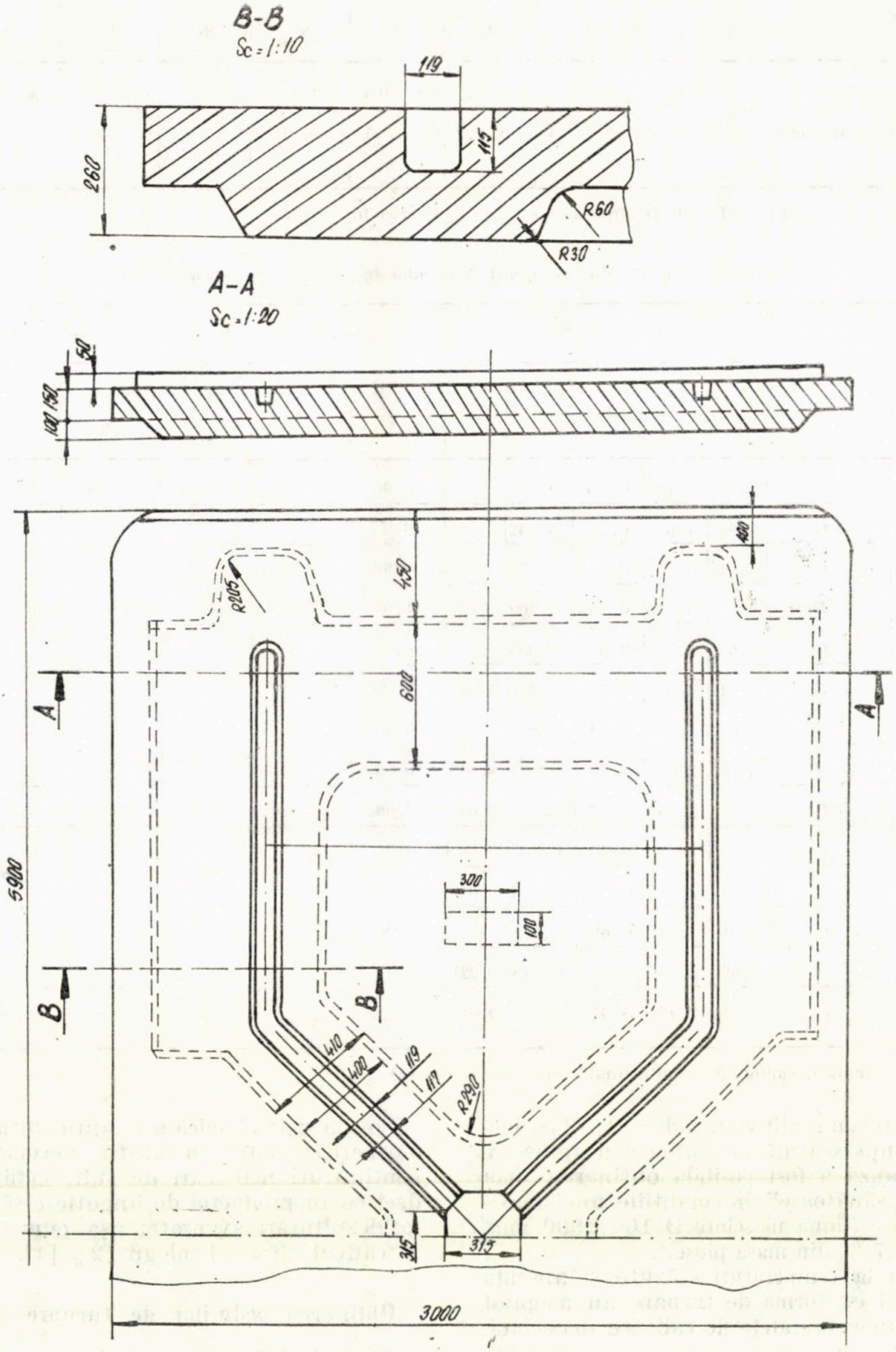


Fig. 4. Podul de turnare tip WA 001—4, obținut din fontă cu grafit vermicular

Rețeaua de turnare este formată din: trei bazine, trei picioare bazin (pîlnie) de Ø 80 mm, un colector comun ce asigură alimentarea pe trei laturi, cu secțiunea 60×80×120 mm, și 15 alimentatoare Ø 30 mm (cîte patru pe laturile mici și șapte în lungime).

Maselotarea este redusă, fiind constituită dintr-o maselotă centrală (Ø 200×650 mm) și opt laterale (Ø 150×650 mm), reprezentînd un total de 3 % din masa podului.

Au fost obținute în acest mod peste 400 t Fgv, podurile de turnare fiind lipsite de retasuri, aderențe, iar calitatea suprafeței pieselor turnate fiind foarte bună.

Fonta este obținută în cuptoare cu inducție cu creuzet de 12,5 t, fiind apoi acumulată în cuptoare cu inducție cu canal de 40 t capacitate, de unde este preluată pentru modificare și turnare. Temperatura de menținere în cuptorul cu canal este de circa 1 400—1 420°C.

În tabelul 4 sînt prezentate compozițiile chimice și caracteristicile structurale ale unor poduri obținute.

Analiza finală (chimică și structurală) este realizată pe probe apendice, cu dimensiunile 70×100×225 mm, atașate la podurile turnate.

Fontele inițiale au avut un conținut de sulf relativ ridicat, respectiv 0,04—0,08% S, modificarea avînd loc fără o desulfurare prealabilă. Soluția originală adoptată pentru modificarea fontei (cerere brevet R.S.R.) a permis utilizarea unor cantități mici de modificator, precum și a unui regim termic de modificare și turnare scăzut, cu influență pozitivă atît asupra consumului de energie, cît și asupra calității suprafețelor pieselor turnate.

Modificarea fontei a fost realizată cu 0,7—1 % Modiver MVA, apropiat de cel utilizat la lingotiere (în funcție de conținutul de sulf al fontei), postmodificarea avînd loc cu FeSi 75 (0,5 %).

Modificarea a avut loc la temperaturi scăzute (1 330—1 360°C), astfel încît să fie posibilă turnarea la temperaturi de ordinul 1 240—1 260°C, ceea ce asigură o tendință foarte mică de formare a retasurii și suprafețe de calitate deosebită.

În podurile turnate, grafitul vermicular este caracterizat în general prin dimensiuni mai mari decît în piesele obișnuite (din construcția de mașini).

Aceste separări, la limita inferioară a compactității, se încadrează într-o formă tipică de grafit vermicular, propusă de către autori la cel de al 3-lea Simpozion al fontei (Stockholm, Suedia, 1984), manifestare științifică de prestigiu, organizată o dată la 10 ani [3].

Această formă tipică de grafit vermicular este caracterizată prin mai mulți factori de compactitate:

$$F = \frac{L}{g} = 3-18 \ (\bar{F}=5-10)$$

$$K = \frac{4 \cdot A}{\pi \cdot D^2} = 0{,}1-0{,}4 \ (\bar{K} = 0{,}15-0{,}3)$$

$$Q = \frac{4 \cdot \pi \cdot A}{p^2} = 0{,}2-0{,}5 \ (\bar{Q} = 0{,}2-0{,}4)$$

în care: L este lungimea, iar g ,grosimea separărilor de grafit, μm;
A — suprafața separărilor de grafit, μm²;
p — perimetrul separărilor de grafit, μm;
D — diametrul cercului circumscris separărilor de grafit, μm.

Masa metalică de bază este preponderent feritică (de regulă peste 80 %), fără cementită liberă, din care cauză podurile turnate nu au fost supuse nici unui tratament termic.

În figurile 1, *c* și *d* este prezentată structura fontei într-un pod turnat.

Se recomandă ca structura finală a fontei în podurile turnate să conțină: max. 20 % Gl, min. 60 % Gv, max. 40 % Gn, la o masă metalică formată din min. 60 % F, max. 40 % P, fără cementită liberă.

Avînd în vedere condițiile de solidificare a podurilor turnate (o viteză foarte mică de răcire), se recomandă ca proba de nodulizare (Ø 18 mm în zona rupturii), luată înainte de turnare, să prezinte o ruptură de culoare neagră-argintie spre argintiu, ceea ce corespunde unei structuri Gv + Gn, cu minimum 50 % Gn. În aceste condiții, fonta în podul de turnare va conține preponderent grafit vermicular.

Proprietățile mecanice ale fontelor cu grafit vermicular, în probe tip U (25 mm), înainte de turnarea în piese, ating valori ridicate. Astfel, la podul nr. 4, la o structură formată din 90 % Gv și 10 % Gn, 50 % P și 50 % F, s-au obținut $R_m = 402$ N/mm², $A = 1{,}15$ % și 215 HB.

În podurile turnate, proprietățile mecanice s-au încadrat în limitele: $R_m = 145-270$ N/mm², $A = 0{,}85-2{,}0$ %, 143—219 HB.

Se menționează faptul că în cazul fontelor cenușii, utilizate în mod uzual la turnarea unor asemenea piese, rezistența la tracțiune nu depășește de regulă 150 N/mm² (probe Ø 30 mm), respectiv sub 100 N/mm² în masa podului de turnare.

În tabelul 5 este prezentată compoziția chimică recomandată pentru podurile de turnare de 25 t, din fontă cu grafit vermicular.

Tabelul 5

Compoziția chimică recomandată pentru podurile de turnare (25 t) din Fgv

Tipul fontei	Compoziția chimică, %								S_c
	C	Si	Mn	P	S*	Mg	Al	Ti	
Înainte de modificare (cuptor)	3,5—3,8	1,5—1,7	max. 1,0	max. 0,15	max. 0,05	—	max. 0,05	max. 0,05	0,95—1,0
Finală (apendice pod)	3,4—4,0	1,6—2,5	0,6—1,2	max. 0,15	max. 0,03	0,01—0,04	0,05—0,25	0,05—0,15	0,90—1,1

* Conținutul inițial de sulf poate fi pînă la 0,1 %, la elaborarea în cubilou

Comportarea la oxidare și șoc termic a fontelor cu grafit vermicular turnate în lingotiere și poduri de turnare

Comportarea la oxidare. C. Pelhan, analizînd condițiile de oxidare a Fgn și Fgl, constată existența unor procese asemănătoare, bazate pe oxidarea carbonului din grafit și îndepărtarea CO rezultat, prin stratul de oxizi, ceea ce accentuează discontinuitățile acestuia, favorizînd în acest mod pătrunderea în continuare a oxigenului. În interiorul piesei, în porii formați în urma oxidării grafitului, pătrund produsele procesului de oxidare a fierului, siliciului, manganului, respectiv FeO, Fe_2SiO_4, Fe_2MnO_4 [5].

Într-o lucrare recentă, M. Tsuda, M. Furuse și M. Saito evidențiază faptul că procesul de oxidare-decarburare depinde de morfologia,mărimea, distribuția și proporția de grafit, subliniind faptul că Fgv are o bună rezistență la oxidare și creștere [6].

Experimentările efectuate în cadrul unui program de cercetare în cadrul I.P.B. au evidențiat o serie de particularități ale comportării la oxidare a Fgv în raport cu Fgn și Fgl. În ansamblu, se apreciază că sensibilitatea la oxidare a Fgv este mult scăzută în raport cu Fgl și destul de apropiată de Fgn [2], [4], [6], [7], [10], [12].

Fontele cu grafit vermicular turnate în lingotiere au fost comparate în ceea ce privește tendința de oxidare cu fontele cenușii cu grafit lamelar, elaborate în cubilou și furnal, pentru același tip de lingotiere (LN 80).

Solicitările termice au fost aceleași : încălzire timp de 2 h pînă la 700°C, menținere timp de 4 h la 700°C și apoi răcire cu cuptorul cu bare de silită.

În cazul fontelor cu grafit lamelar, au fost turnate probe cu Ø30 mm, concomitent cu lingotierele, din care au fost apoi prelucrate epruvete cu Ø 20×15 mm [9].

Pentru fonta cu grafit vermicular au fost utilizate epruvete cu Ø 20×15 mm, prelucrate din proba „apendice" a lingotierelor.

În figura 5 este comparată comportarea la oxidare a Fgv și Fgl, de prima și a doua fuziune [9].

Rezultă deci că compactizarea grafitului și rafinarea fontei prin modificare, precum și acțiunea favorabilă a aluminiului (din modificator) determină o sensibilitate la oxidare mult diminuată în cazul fontelor cu grafit vermicular.

Comportarea la șoc termic. Experimentările efectuate în cadrul I.P.B., pe parcursul mai multor ani, au condus la stabilirea mecanismului de inițiere și dezvoltare a fisurilor, ca urmare a solicitărilor la șoc termic [2,], [6], [9], [10]. În cadrul acestui mecanism, separările de grafit joacă un rol important fiind principalele amorse de fisuri (în absența defectelor de turnare), cu atît mai accentuate cu cît compactitatea este mai scăzută.

Comportarea la șoc termic a Fgv, turnate în lingotiere (probe din lingotiere), a fost analizată comparativ cu cea a fontelor cu grafit lamelar utilizate la obținerea acelorași lingotiere (probe Ø 30 mm), precum și cu Fgv turnată în probe (Ø 30 mm).

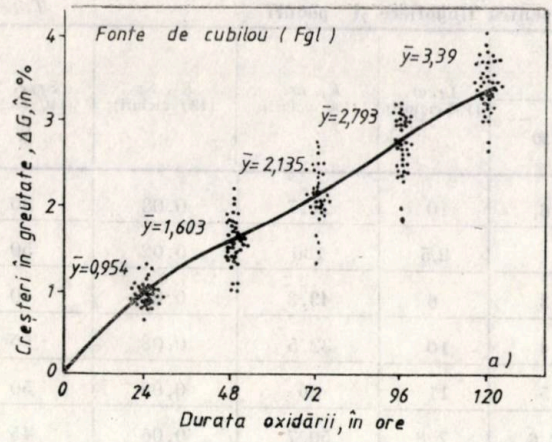
Solicitarea la șoc termic s-a efectuat în două etape : etapa *I*—încălzire la 700°C (1 min) și răcire în apă (1 min), primele 70 cicluri; etapa a *II*-a — încălzire la 850°C (3 min) și răcire în apă (1 min), următoarele 70 cicluri.

Gradul de fisurare al probelor a fost determinat prin metoda de control cu lichid penetrant. Controlul s-a efectuat după fiecare cinci cicluri de șoc termic, fiind determinate numărul de microfisuri și lungimea acestora, pe baza cărora s-a stabilit viteza de formare a fisurilor și evoluția lor.

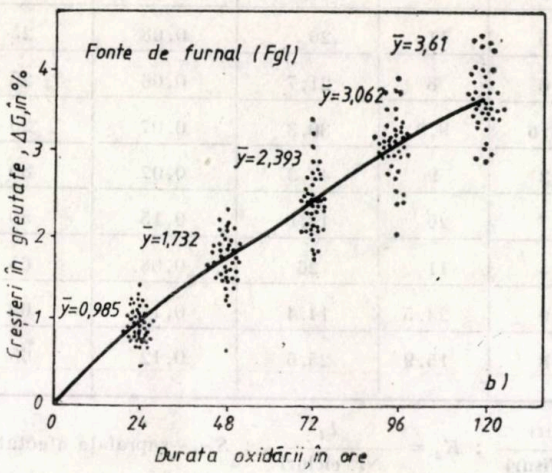
După 140 cicluri, probele au fost șlefuite pentru îndepărtarea stratului de oxizi, determinîndu-se suprafața afectată de fisuri, sesizabile prin metoda de control adoptată (tab. 6).

Din datele prezentate în tabelul 6 se constată comportarea superioară a fontelor cu grafit vermicular atît în cazul probelor cu grosime mică de perete, cît și al celor prelevate din lingotieră.

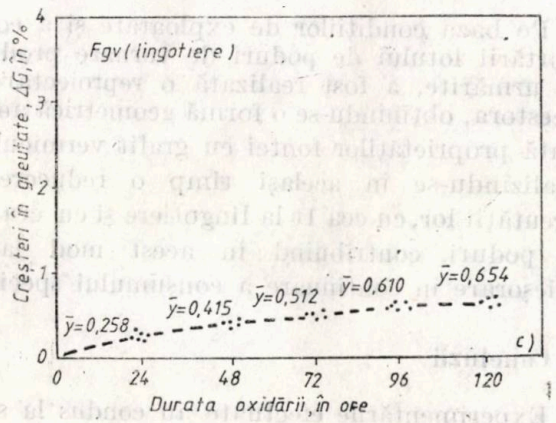
O caracteristică importantă a fontelor cu forme compacte de grafit o constituie deformarea la încălziri și răciri repetate.



a



b



c

Fig. 5. Comportarea la oxidare a fontelor cu grafit lamelar de cubilou (*a*) și de furnal (*b*), precum și a celor cu grafit vermicular (*c*), turnate în lingotiere

Efectuînd experimentări cu ajutorul unor lingotiere cu grosimea de perete de 10,5 mm, reprezentînd o reducere la scara 1 : 10 a unei lingotiere de 3 t, în care a fost turnat oțel manganos la 1 550—1 600°C, au fost evidențiate cauze diferite ale scoaterii din exploatare: deformare puternică în cazul Fgn, lipsa deformării la Fgl și o tendință scăzută de deformare la Fgv [10], [12].

Comparînd cele trei tipuri de lingotiere din punct de vedere al rezistenței pînă la formarea primei fisuri, vizibilă la mărirea 1 : 1, s-au obținut următoarele raporturi caracteristice [10], [12]:

— stare turnată: Fgl : Fgv : Fgn = 1 : 7 : : 6,5;

— stare feritizată: Fgl : Fgv : Fgn = 1 : 2,7 : 1,77.

În ceea ce privește numărul de turnări în lingotierele experimentale, pînă la scoatere din uz, poziția celor trei fonte este următoarea:

— stare turnată = 1 : 1,17 : 1,08;

— stare feritizată = 1 : 1,55 : 1,13.

Pentru evidențierea tendinței de deformare a celor trei tipuri de fonte, au fost utilizate probe inelare, cu o fantă longitudinală de 2,0 mm în stare inițială.

În timp ce la Fgn probele s-au deformat în sensul creșterii lățimii fantei cu 115—135 %, probele din Fgl au suferit deformații în sens contrar, fanta reducîndu-și dimensiunile cu 40—45 %. Probele din Fgv au suferit la începutul solicitării o deformare asemănătoare cu cele din Fgn, după care viteza de creștere se reduce simțitor, astfel că în final deformarea va fi cu 35—40 % mai mică decît cea din cazul Fgn [12].

Capacitatea mai mică de deformare favorizează utilizarea Fgv în producția de lingotiere, poduri de turnare, motoare termice, forme metalice etc., care sînt supuse unor solicitări termice ciclice.

Faptul că Fgv mai păstrează o tendință de deformare recomandă totuși reproiectarea acestor piese, în sensul reducerii grosimii de perete cu pînă la 20—30 % față de grosimea inițială (Fgl), această acțiune avînd un dublu efect pozitiv: reducerea consumului de fontă și creșterea durabilității în exploatare. În aceste condiții, se asigură reduceri însemnate ale consumului specific de lingotiere și poduri, raportat la tona de oțel.

Comportarea în exploatare

A fost urmărită comportarea în exploatare, în cadrul unei oțelării Martin, a podurilor de turnare din Fgv, din punct de vedere al durabilității (număr de turnări, consum specific) și al cauzelor scoaterii din uz, comparativ cu podurile de turnare produse din fontă cenușie, produsă în cubilou.

În figura 6 este analizat consumul specific de poduri de turnare, calculat inițial ca t fontă/t oțel turnat, prezentarea avînd loc însă în valori relative, respectiv în % față de valoarea medie a consumului specific al podurilor din fontă cenușie (cu grafit lamelar) la

Comportarea la şoc termic a fontelor pentru lingotiere şi poduri *Tabelul 6*

Tipul fontei	Proba	Număr de microfisuri după n cicluri				L_t, nr. (130 cicluri)	K_1, nr. (130 cicluri)	K_2, Nr. (130 cicluri)	S_{fis}, % (140 cicluri)
		115	120	125	130				
Fgv lingotieră LN 80 (10 t)	*A*	1	2	5	6	10	21,7	0,08	30
	B	—	—	—	1	2,5	130	0,02	50
	D	1	3	2	3	6	43,3	0,05	40
	F	1	3	3	4	10	32,5	0,08	55
	H	—	1	1	5	11	26	0,08	50
	medie	0,6	1,8	2,2	2,6	7,8	50,7	0,06	45
Fgv probe Ø 30 mm		1	2	2	3	9	43,3	0,07	25
	R	—	—	—	5	11	26	0,08	25
	Z	—	—	—	6	8	21,7	0,06	25
	medie	0,3	0,6	0,6	4,6	9,3	30,3	0,07	25
Fgl probe Ø 30 mm	*G*	1	1	2	3	9	43,3	0,07	80
	V	2	3	4	7	20	18,6	0,15	50
	O	—	3	4	5	11	26	0,08	65
	N	2	4	6	9	23,5	14,4	0,18	65
	medie	1,25	2,75	4	8	15,9	25,6	0,12	65

Obs. L_t — lungimea totală a microfisurilor; $K_1 = \frac{\text{Nr. cicluri}}{\text{Nr. microfisuri}}$; $K_2 = \frac{L_t}{\text{Nr. cicluri}}$; S_{fis} — suprafaţa afectată de fisuri, la 140 cicluri şoc termic

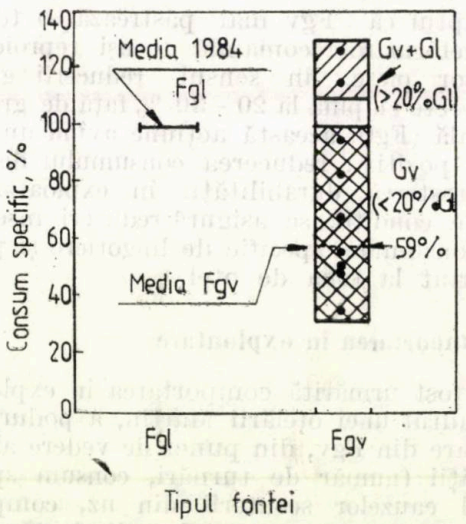


Fig. 6. Consumul specific de poduri de turnare

nivelul anului 1984 (considerată a fi 100 %). Din datele prezentate rezultă o economie importantă de fontă, care, la nivelul producţiei naţionale de oţel lingou turnat în lingotiere (circa 10,0 mil. t anual), ar însemna foarte mult.

Pe baza condiţiilor de exploatare şi a comportării lotului de poduri de turnare produse şi urmărite, a fost realizată o reproiectare a acestora, obţinîndu-se o formă geometrică adecvată proprietăţilor fontei cu grafit vermicular, realizîndu-se în acelaşi timp o reducere a greutăţii lor, cu cca 1t la lingotiere şi cu cca 4t la poduri, contribuind în acest mod la o micşorare în continuare a consumului specific.

Concluzii

Experimentările efectuate au condus la stabilirea unui modificator capabil să asigure obţinerea fontelor cu grafit vermicular în condiţiile particulare ale lingotierelor şi podurilor de turnare, realizîndu-se o reducere însemnată a consumului specific de utilaj de turnare.

Acest modificator original, produs sub denumirea Modiver MVA 2, poate fi utilizat şi în condiţiile elaborării fontei în cubilou, recomandîndu-se în acest caz un conţinut de sulf iniţial de pînă la 0,1 % S.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoşan, I., Sofroni, L. Mitrofan, A., Chişamera, M. şi Ichim, T. *Compoziţie de modificator pentru obţinerea fontei cu grafit vermicular.* Brevet R.S.R. nr. 86.310 din 21.11.1984.

[2] Ripoşan, I. şi Sofroni, L. *Fonta cu grafit vermicular.* Bucureşti, Editura tehnică, 1984, 335 p.

[3] Ripoşan, I., Chişamera, M., Sofroni, L. şi Brabie, V. *Contributions to the study of the solidification mechanism and of the influence of structure on the properties of vermicular compacted graphite cast iron.* Third International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron — Stockholm, august, 1984, New York, Ed. Elsevier, 1985.

[4] Green, P.A. şi Thomas, A. J. *Properties and application of compacted graphite cast iron in ingot molds.* AFS Transactions, vol. 87, 1979, p. 569—572; În: Giesserei-Praxis, R.F.G., nr. 13—14, 1980, p. 196—200.

[5] Pelhan, C. *Comparison between the oxidation of unalloyed and low alloyed cast iron with lamellar and spheroidal graphite. The Metallurgy of Cast Irons.* St., Saphorin 1975, p. 841—860.

[6] Tsuda, M., Furuse, M. şi Saito, M. În: Imono, Japonia, nr. 6, 1983, p. 339—345.

[7] Ripoşan, I., Sofroni, L. şi Chişamera, M. *Recherches concernant le comportement a l'oxydation et au choc thermique des fontes à graphite vermiculaire.* 46-ème Congrès International de Fonderie, Madrid. 1979; În: Metalurgia, R.S.R., nr. 3, 1980, p. 134—140.

[8] Ripoşan, I., Sofroni, L. şi Chişamera, M. *Contribuţii la studiul fontei cu grafit vermicular.* În: Metalurgia, R.S.R. nr. 5, 1982, p. 239—251.

[9] Ripoşan, I. şi Gavriloni, M. *Cercetări privind comportarea la oxidare a fontelor de furnal, utilizate la turnarea lingotierelor.* În: Metalurgia, R.S.R, nr. 5, 1983, p. 223—229.

[10] Ripoşan, I., Sofroni, L., Chişamera, M. şi Brabie, V. *Contribuţii la îmbunătăţirea calităţii lingotierelor.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 10, 1983, p. 498—505.

[11] Ripoşan, I., Sofroni, L. şi Chişamera, M. *Comportement au choc thermique des fontes, à differentes formes de graphite.* 48—ème Congrès International de Fonderie, Varna, 1981.

[12] Ripoşan, I., Chişamera, M. şi Sofroni, L. *Contributions to the study of some technological and applicational properties of compacted graphite cast iron.* AFS Casting Congrèss, S.U.A., aprilie — mai, 1985, lucrarea 85—07 AFS Transaction, vol. 93, 1985.

DOCUMENTARE

Oţelul în S.U.A.

În anul 1984 producţia de oţel a S.U.A. a fost de 91,5 M t scurte de oţel brut. Această cifră reprezintă 67,6 % din capacitate şi o creştere de 9 mil. t faţă de producţia din 1983. În general primele două trimestre ale anului 1984 au înregistrat o creştere mare faţă de anul 1983, cu un coeficient de utilizare a capacităţii de 76 %. În a doua jumătate a anului producţia a scăzut, coeficientul de utilizare fiind mai mic de 60 %. Se aşteaptă ca anul 1985 să înregistreze noi creşteri. În tabelul 1 sînt prezentate comparativ rezultate înregistrate în anii 1984 şi 1983.

Tabelul 1

	1984	*1983*
Capacitatea de producţie, mil. t scurte[2])	135,3	150,6
Producţia de oţel brut, mil. t scurte[2])	91,5	84,6
Livrări, milioane t scurte	75,2[1])	66,0
Coeficientul de utilizare a capacităţii de producţie	67,6%	56,2%
Raportul livrări/oţel brut	82,2%[1])	78,0%
Fontă lichidă/oţel brut	59,2	57,6%
Procentul oţelului de convertizor	57,6%	61,5%
Procentul oţelului de cuptor electric	33,2%	31,5%
Procentul oţelului de cuptor Martin	9,1%	7,0%
Procentul turnării continue	39,1%	32,1%
Importuri: procentul consumului aparent	26,6%	20,5%

1) date pe 11 luni; *2)* o tonă scurtă=0,907 t metrice

Deşi anul 1984 a fost mai bun decît 1983, companiile mari, integrate, au înregistrat pierderi. Astfel firmele US Steel Bethlehem şi Inland Steel au raportat deja pierderi, dar acestea sînt mai mici decît cele din 1983. De asemenea se aşteaptă ca firmele LTV Steel, Wheeling Pittsburgh şi Armco să raporteze pierderi însemnate. Firmele US Steel şi National Steel au o gamă de produse destul de diversificată, care le ajută să compenseze rezultatele slabe din domeniul producţiei de oţel. Firma Weirton Steel a raportat deja un beneficiu pentru trimestrul IV şi întregul an. Pierderile şi beneficiile scăzute sînt în general atribuite importurilor, unei funcţionări la nivel scăzut şi preţurilor menţinute joase din cauza concurenţei. Se speră ca în anul 1985 restricţiile impuse să reducă importurile la 18,5 %.

Producătorii de produse speciale ca Allegheny-Ludlum, Carpenter Steel şi Cyclops au avut o situaţie mult mai bună decît companiile integrate. Ei produc oţel inoxidabil, oţeluri şi aliaje speciale din deşeuri feroase şi aliaje. Ei pot menţine mai uşor preţurile mari pe care producţia lor specializată le impune.

Se aşteaptă ca şi miniuzinele să fie avantajoase întrucît folosesc deşeuri la preţ scăzut, sînt construcţii noi şi dimensiunile lor reduse permit aplicarea celor mai îndrăzneţe tehnologii care duc la mărirea productivităţii.

(În: *Steel Times International, Anglia, martie, 1985, p. 36*)

Contribuţii la studiul termic al unor mineralizaţii de sulfuri cu gangă de carbonaţi şi cuarţ

Geol. V. Macaleţ, ing. Liana Vlăduţiu şi ing. I. Constantin
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ: 669.011

Consideraţiile de ordin petrografic, mineralogic, chimic şi genetic asupra mineralizaţiei la care se referă prezenta lucrare au fost prezentate pe larg în alte lucrări.

Scopul acestui studiu, plecînd de la necesitatea identificării carbonaţilor, este de a evidenţia transformările pe care le suferă mineralele metalice şi mineralele de gangă în timpul încălzirii, pe de o parte, şi modul cum efectele acestor transformări se suprapun sau se influenţează reciproc, pe de altă parte.

Studierea comportării probelor la încălzire s-a făcut în atmosferă necontrolată, cu ajutorul derivatografului M.O.M. şi al dilatometrului de la Institutul politehnic — Bucureşti.

Rezultatele obţinute prin analiza derivatografică

Probele fin mojarate, cu greutate cuprinsă, în general, între 1 şi 2 g, au fost încălzite cu 10°C/min pînă la 1 000°C; ca material inert s-a folosit Al_2O_3. Pentru curbele *ATD* şi *GTD* s-a lucrat cu sensibilitatea 1/10, iar pentru curba *GT*, cu sensibilitatea de 500 mg sau 1 000 mg, în funcţie de pierderea de masă presupusă. Pentru a înlătura sau diminua efectele produse de carbonaţi, unele probe au fost reanalizate după o tratare prealabilă cu soluţie de HCl 3 %.

Interpretînd curbele termice obţinute se constată următoarele:

— O probă de mineralizaţie masivă, cu circa 90 % FeS_2, 1 % ZnS şi 0,2 % PbS, cu gangă formată aproape numai din cuarţ, a dat curbele din figura 1/*1*, iar o altă probă, cu circa 75 % FeS_2, 4 % ZnS, 1 % PbS şi gangă de cuarţ şi carbonaţi, curbele din figura 1/*2*. Procesele exoterme înregistrate pe curbele celor două probe corespund unor reacţii de oxidare a piritei. Deoarece pînă la 300°C procesul exoterm este însoţit de o pierdere în greutate, se poate considera că pirita, în contact cu oxigenul din atmosfera cuptorului, a suferit o oxidare, conform uneia din reacţiile:

$$2\,FeS_2 + 11/2\,O_2 \rightarrow Fe_2O_3 + 4\,SO_2, \quad \text{sau}$$

$$3\,FeS_2 + 8\,O_2 \rightarrow Fe_3O_4 + 6\,SO_2.$$

Formarea magnetitului, care după 300°C ar trece în hematit ($2\,Fe_3O_4 + 1/2\,O_2 \rightarrow 3\,Fe_2O_3$),

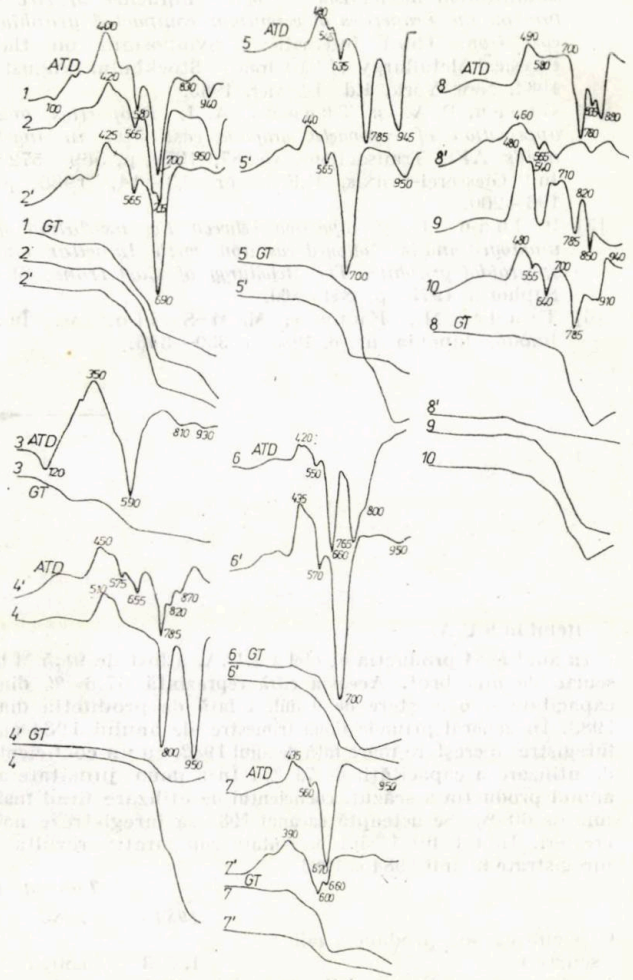


Fig. 1. Curbe *ATD* şi *GT*

apare necesară pentru a justifica creşterea în greutate pînă la 400°C. Însă această creştere s-ar putea datora şi formării între 300 şi 400°C a unei anumite cantităţi de sulfat. Cele două efecte endoterme, primul mai slab, cu maximul la 560 — 580°C şi al doilea, mai puternic, cu maximul la circa 700°C, se datoresc disocierii sulfurilor de fier din mineralizaţie la FeS. În cazul probei *2*, efectul endoterm secundar cu maximul la 680°C este rezultatul disocierii unei cantităţi reduse de $FeCO_3$; ca şi în cazul altor probe care conţin pirită în cantităţi mari, disocierea carbonatului de fier

este întîrziată mai ales din cauza dispersării sale în masa probei. Mai abundent decît sideritul este calcitul (cca 10 %), a cărui disociere este marcată prin procesul endoterm care a avut loc la peste 900°C. Prezența atît a carbonatului de fier, cît și a celui de calciu în proba inițială este dovedită și de faptul că după tratarea cu HCl efectele corespunzătoare acestora au dispărut, conturîndu-se în schimb mai bine efectele piritei (fig. 1/2'). Blenda și galena, fiind în cantități reduse, nu au dus la efecte semnificative.

— O probă de mineralizație masivă, cu circa 90 % pirotină, 3 % blendă, 1,5 % calcopirită, 0,3 % galenă cu gangă de cuarț și carbonați, a dat curbele termice din figura 1/3. Prezența efectului endoterm de la 120°C și temperatura mai scăzută a maximului exoterm (350°C) deosebește clar comportarea pirotinei de aceea a piritei. Se consideră că efectul endoterm de la 120°C este cauzat de o transformare polimorfă reversibilă [4], pierderea de greutate înregistrată pe curba *GT* datorîndu-se eliminării apei (s-a observat că pirotina fin mojarată devine puternic higroscopică). În privința efectului exoterm, considerațiile sînt similare cu cele din cazul piritei. Alura efectului endoterm de la 570—590°C este asemănătoare cu aceea a primului efect endoterm evidențiat la pirită. Plecînd de la faptul că în structura pirotinei se găsește o cantitate mai mare de atomi de sulf decît aceea corespunzătoare formulei stoichiometrice FeS și că formula aproximativă se poate scrie Fe_9S_{11}, efectul endoterm poate fi cauzat de pierderea atomilor de sulf suplimentari, conform reacției : $Fe_9S_{11} \rightarrow 9\ FeS + S_2$. Deși compararea pierderilor în greutate în cazul proceselor endoterme de la 560—580°C, în cazul piritei (proba *1*) și pirotinei (proba *3*), nu ar fi un argument decisiv, totuși se crede că în ambele cazuri acest efect este determinat de pierderea sulfului suplimentar din pirotină, cu atît mai mult cu cît pe curba *ATD* corespunzătoare probei de pirită se observă un ușor efect endoterm la circa 100°C, caracteristic pirotinei. Carbonatul este reprezentat prin dolomit, evidențiat de efectele endoterme slabe de la 810 și 930°C.

— În cazul rocilor carbonatice cenușii din culcuș, cu circa 1 % pirită (fig. 1/4), temperatura de vîrf mai ridicată a efectului exoterm (490 — 520°C) este consecința întîrzierii procesului de oxidare a piritei din cauza dispersării acesteia în masa carbonatică. Efectul endoterm dublu cu maximele la 800 și 950°C corespunde disocierii $MgCO_3$ și respectiv a $CaCO_3$ din structura dolomitică. Prin tratare cu HCl, dolomitul s-a dizolvat aproape complet, proba îmbogățindu-se, evident, în pirită, ale cărei efecte termice devin mai pronunțate (fig. 1/4'). De remarcat faptul că după tratare cu HCl a rămas o cantitate de carbonat care, după alura curbei *ATD*, corespunde sideritului (655°C) și ankeritului (785 — 870°C), mai greu solubile, a căror prezență a fost mascată de cantitatea mare de dolomit din proba inițială.

— Asemănător cu proba de dolomit cenușiu slab mineralizat s-a comportat și o probă de mineralizație rubanată din culcuș (fig. 1/5), cu circa 8 % pirită, 1 % blendă și 0,5 % PbS, cu deosebirea că la 635°C apare un maxim endoterm datorat disocierii $FeCO_3$. Prezența carbonatului de fier este argumentată și de creșterea în greutate evidențiată pe curba *GT*, ca urmare a oxidării FeO la Fe_2O_3 ($2\ FeO + 1/2\ O_2 \rightarrow Fe_2O_3$); oxidarea FeO nu a avut loc imediat după disocierea $FeCO_3$, din cauza atmosferei de CO_2 care a persistat deasupra probei pînă la sfîrșitul descompunerii dolomitului. După dizolvare cu HCl, s-a redus mult cantitatea de dolomit, iar sideritul, care se găsea inițial în cantitate mai mică, s-a dizolvat complet; în schimb, proba s-a îmbogățit în pirită, apărînd efectele tipice ale acesteia (fig. 1/5').

— În cazul unei alte probe tot de mineralizație rubanată din culcuș, dar cu circa 25 % pirită, 4 % blendă și 1 % galenă, pe lîngă efectul exoterm caracteristic oxidării piritei, apar două efecte endoterme puternice, asemănătoare cu acelea date de dolomit, numai că domeniul de temperaturi este mult mai scăzut — primul maxim este la 660°C, iar al doilea, la 765°C (fig. 1/6); s-ar putea de asemenea crede că cele două efecte corespund disocierii a doi carbonați existenți în probă. Înainte de a continua discuția, trebuie remarcat că pe curba *GT* se evidențiază o creștere considerabilă în greutate după 800°C, care corespunde unui proces exoterm pe curba *ATD*. După dizolvare cu HCl, proba s-a manifestat la încălzire exact ca pirita pură (fig. 1/6'), ceea ce arată că unul din cele două procese endoterme suferite de proba inițială nu a mai avut loc; ținînd seamă de temperaturi, pare mai probabil că a dispărut efectul de la 660°C, iar transformarea care a avut loc inițial la 765°C s-a produs la temperatură mai scăzută (700°C). Se consideră că, în proba inițială, cel de-al doilea efect endoterm s-a datorat disocierii piritei, procesul fiind întîrziat din cauza prezenței în cantitate mare a $FeCO_3$, care a dat primul efect endo-

term. Inflexiunea curbei *ATD* la circa 800°C, în cazul probei netratate cu HCl, se datorește prezenței unei cantități mici de calcit în probă, intim concrescut cu sideritul și pirita.

— O probă de mineralizație rubanată din acoperiș (fig. 1/*7*), din același loc cu proba *5*, cu circa 5 % pirită și 2 % blendă, a suferit un proces exoterm cu maximul peste 400°C, corespunzător oxidării FeS_2 din probă, urmat de un proces endoterm puternic cu maximul la 670°C. Peste temperatura de 700°C, proba a suferit o oxidare, evidențiată mai ales pe curba *GT* prin creșterea în greutate. După dizolvare, efectul endoterm s-a diminuat considerabil (fig. 1/*7'*). Toate aceste aspecte arată că efectul eliminat corespunde disocierii $FeCO_3$ din proba inițială.

— Trei probe de mineralizație bogată în blendă și galenă au dat curbe termice relativ relativ diferite (fig. 1/*8* — *10*). Conținuturile în pirită, blendă și galenă sînt următoarele:

— proba *8* — circa 10 % FeS_2, 16 % ZnS, 2 % PbS;

— proba *9* — circa 10 % FeS_2, 8 % ZnS, 4 % PbS;

— proba *10* — circa 14 % FeS_2, 14 % ZnS, 1 % PbS; ganga este formată din carbonați și cuarț.

Pînă la circa 400°C, alura curbelor *ATD* este similară cu aceea dată de o mineralizație săracă de pirită, blendă și galenă (de exemplu proba *5*), ceea ce arată că pentru conținuturile probelor *8*, *9* și *10* oxidarea sulfurilor este întîrziată din cauza dispersării lor în masa probelor.

În cazul probei *8*, domeniul transformărilor exoterme este cuprins aproximativ între 400 și 700°C, fără a fi întrerupt de vreun efect endoterm marcant. Pe baza discuțiilor de pînă acum, se poate spune că, odată cu accentuarea oxidării piritei, încep să se oxideze și celelalte două minerale, procesul desfășurîndu-se cu viteze diferite pînă la peste 700°C. Dacă la circa 500°C oxidarea piritei se poate considera practic încheiată, mai departe menținerea procesului exoterm de oxidare este datorată blendei și galenei. Tendința curbei *ATD* de a coborî între 500 și 600°C, datorită procesului endoterm de disociere a sulfurii de fier, este contracarată de oxidarea blendei și galenei. După 700°C au loc trei procese endoterme cumulate cu maxime la 780, 835 și 880°C, corespunzătoare disocierii în trepte a ankeritului. Oxidarea puternică de după 900°C arată un conținut destul de ridicat de FeO rezultat din disocierea carbonatului. Prin tratare cu HCl au dispărut aproape complet efectele carbonaților, extinzîndu-se domeniul de oxidare a piritei spre temperaturi mai scăzute; de asemenea, efectele presupuse a fi datorate oxidării blendei și galenei din proba inițială au amploare mai mică (fig. 1/*8'*).

Proba *9* arată două domenii de transformări exoterme separate printr-o revenire destul de bruscă la linia de bază. În cazul primului domeniu, maximul de la 480°C corespunde oxidării puternice concomitente a piritei, blendei și galenei, iar maximul de la 540°C, oxidării în principal a piritei; astfel, domeniul al doilea, cu maximele egale la 650 și 710°C, ar corespunde oxidării blendei și galenei. Creșterile ușoare în greutate de după 400°C se pot datora formării pe lîngă oxizi și a sulfaților. Carbonații sînt reprezentanți numai prin dolomit.

În cazul probei *10*, efectele exoterme ale blendei și galenei sînt mai puțin pronunțate. Dacă transformarea endotermă cu maximul la 640°C corespunde disocierii sideritului din probă, domeniul endoterm mult mai larg dintre 750 și 900°C arată că este vorba de un dolomit ferifer. De remarcat că în proba *8*, unde este prezent ankeritul, sideritul nu apare sau, oricum, este în cantitate neînsemnată, pe cînd în proba *10* carbonatul de fier formează un mineral independent alături de dolomit.

Rezultate obținute prin analiza dilatometrică

Studiul s-a făcut pe probe cilindrice, cu diametrul de circa 5 mm și lungimea de 25—30 mm, încălzite în tubul de cuarț al dilatometrului cu un gradient de 7 — 8°C/min.

— Dolomitele cenușii din culcuș (fig. 2/*1*) au suferit la încălzire o dilatație relativ uniformă pînă la circa 750°C, cînd are loc oprirea dilatației într-un interval de temperatură de 20 — 35°C, datorată disocierii $MgCO_3$ din dolomit; în continuare, proba suferă o contracție puternică pînă la circa 870°C, după care coeficientul de contracție se micșorează puțin, pentru ca în intervalul 930 — 950°C să se accentueze din nou datorită disocierii $CaCO_3$ din dolomit.

— O comportare similară a avut și proba *2* de mineralizație rubanată din culcuș (fig. 2/*2*), numai că între 650 și 700°C panta curbei s-a accentuat ca urmare a trecerii FeS_2 la FeS.

— Proba *3* de mineralizație din acoperiș (fig. 2/*3*) a dat o curbă mai complicată, care cumulează o serie de informații; pînă la 530°C panta curbei este identică cu aceea a curbelor descrise mai sus, între 235 și 250°C, evidențiindu-se o stagnare a dilatației pusă pe seama incluziunilor fluide din probă (după Bolgiu și Manilici, 1976); între 530 și 590°C, panta se accentuează puternic, datorită transformării polimorfe de la 575°C a cuarțului din probă;

după ce între 590 și 650°C dilatația revine la normal, ea se accentuează din nou în intervalul 650 — 685°C, datorită disocierii piritei la FeS; mai departe alura curbei este asemănătoare cu a dolomitelor din culcuș.

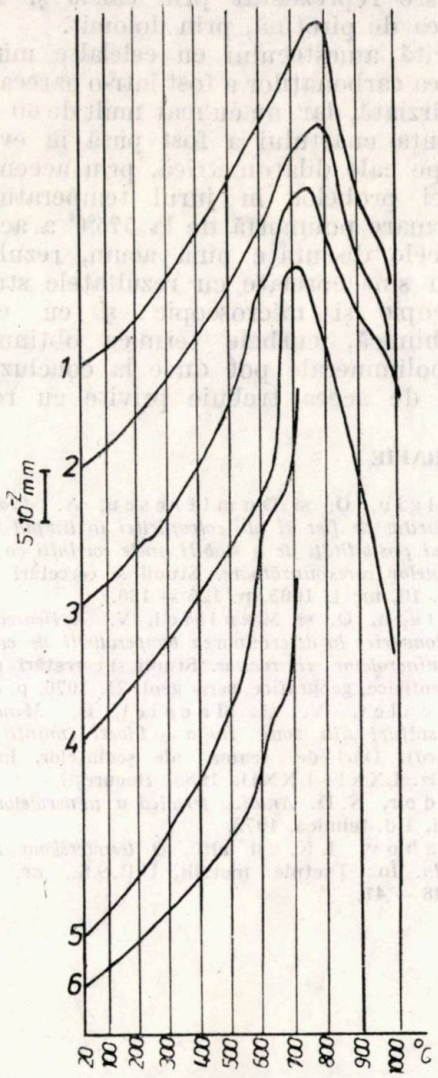


Fig. 2. Curbe dilatometrice

— Importantă este și curba obținută pe proba *4* (fig. 2/*4*) din mineralizația bogată în blendă și galenă, care arată absența cuarțului și prezența în cantitate ridicată a sulfurilor, evidențiată de dilatația puternică în intervalul 660 — 700°C; de asemenea, se vede începerea disocierii carbonaților cu circa 40°C mai devreme decît în cazul dolomitelor, situație pusă pe seama prezenței ankeritului în locul dolomitului.

— Probele de mineralizație masivă de pirită (fig. 2/*5* — *6*) prezintă curbe asemănătoare, diferită fiind doar amplitudinea efectelor care evidențiază prezența cuarțului (între 530 și 600°C) și a piritei (peste 650°C).

— Deoarece pirotina are un coeficient de dilatație mult mai mare decît pirita, a fost necesară reducerea scării de amplificare a dilatației absolute, pentru a surprinde transformările care au loc la temperaturi mai ridicate. Astfel, cel mai tipic aspect pentru pirotină este accentuarea puternică a dilatației în intervalul 320 — 350°C (fig. 3), după care panta revine la normal; creșterea puternică a volumului după 600°C, pînă la circa 650°C, este efectul pierderii atomilor de sulf suplimentari din pirotină.

Rezultatele obținute pe cale dilatometrică sînt în mare parte asemănătoare cu acelea obținute pentru sulfurile de fier [1].

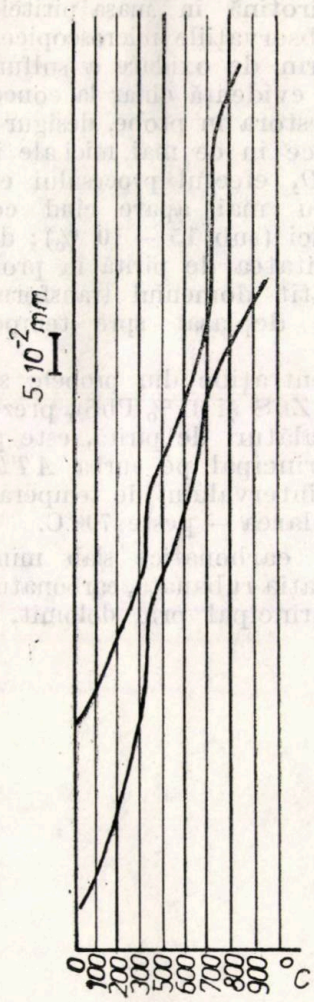


Fig. 3. Curbe dilatometrice

Concluzii

În lucrare este studiată comportarea la încălzire, în atmosferă necontrolată, a unor amestecuri naturale de sulfuri — pirită, pirotină, blendă și galenă — cu carbonați și cuarț.

Dintre sulfuri, transformările cele mai clare au fost date de pirită și pirotină. În cazul ambelor minerale, procesele exoterme, de obicei în trepte, sînt datorate oxidării acestora la

Fe_3O_4 şi Fe_2O_3, poate şi la sulfat, cu deosebirea că la pirită, cînd aceasta se găseşte în cantitate mare în probă, maximul efectului exoterm este în jurul valorii de 400°C, pe cînd la pirotină, în jur de 350°C; în plus pirotina suferă un proces endoterm marcant la circa 120°C. O altă deosebire între cele două sulfuri este că, încălzite mai departe, pirotina prezintă un domeniu endoterm simplu cu maximul la 560 — 590°C, pe cînd pirita prezintă un domeniu endoterm mai larg, cu maximul la circa 700°C; faptul că în probele de mineralizaţie masivă de pirită apare un efect endoterm secundar, aproximativ la aceeaşi temperatură cu efectul dat de pirotină, se datoreşte prezenţei unei cantităţi mici de pirotină în masa piritei, în concordanţă cu observaţiile microscopice. Dacă procesul exoterm de oxidare a sulfurilor de fier este pus în evidenţă chiar la concentraţii scăzute ale acestora în probe, desigur prin amplitudini din ce în ce mai mici ale inflexiunilor curbei *ATD*, efectul procesului endoterm de disociere nu mai apare cînd concentraţiile sînt mai mici (sub 15 — 10 %); de asemenea, cu cît cantitatea de pirită în probe este mai mică, cu atît domeniul transformărilor exoterme este deplasat spre temperaturi mai ridicate.

La concentraţiile din probele studiate (cel mult 16 % ZnS şi 4 % PbS), prezenţa blendei şi galenei, alături de pirită, este pusă în evidenţă în principal pe curba *ATD* doar prin extinderea intervalului de temperaturi în care are loc oxidarea — peste 700°C.

În rocile carbonatice slab mineralizate şi în mineralizaţia rubanată, carbonatul este reprezentat în principal prin dolomit, cu care se asociază sideritul şi calcitul; rar predomină sideritul. Cînd conţinutul în blendă şi galenă al probelor este mai ridicat, se remarcă prezenţa ankeritului alături de dolomit şi siderit.

În mineralizaţia masivă de pirită, carbonatul este reprezentat prin calcit şi siderit, iar în cea de pirotină, prin dolomit.

Datorită amestecului cu celelalte minerale, disocierea carbonaţilor a fost într-o oarecare măsură întîrziată, dar nu cu mai mult de 60—70°C.

Prezenţa cuarţului a fost pusă în evidenţă numai pe cale dilatometrică, prin accentuarea dilataţiei probelor în jurul temperaturii de transformare polimorfă de la 575°C a acestuia.

Din cele discutate pînă acum, rezultă că, dacă nu sînt corelate cu rezultatele studiului macroscopic şi microscopic şi cu compoziţia chimică, curbele termice obţinute pe probe poliminerale pot duce la concluzii eronate şi de aceea trebuie privite cu rezerve.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bolgiu, O. şi Dumitrescu, A. *Modificările sulfurilor de fier şi ale calcopiritei în timpul încălzirii lor şi posibilităţi de a stabili unele corelaţii cu dilataţia metalelor corespunzătoare.* Studii şi cercetări metalurgice, 10, nr. 1, 1965, p. 125 — 136.

[2] Bolgiu, O. şi Manilici, V. *Aplicarea metodei dilatometrice la determinarea temperaturii de cristalizare a mineralelor şi rocilor.* Studii şi cercetări geologice şi geofizice, geografice, seria geol. 21, 1976, p. 53 — 64.

[3] Macaleţ, V. şi Macaleţ, R. *Mineralizaţia de sulfuri din zona Boiţa — Livezi (munţii Poiana Ruscă).* Dări de seamă ale şedinţelor. Inst. geol. geofiz. LXXI—LXXII, 1985, Bucureşti.

[4] Todor, N. D. *Analiza termică a mineralelor.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1972.

[5] Uşahov, I. K. şi alţii. *O termiceskom razlojenii pirita.* În: Ţvetnie metalli, U.R.S.S., nr. 6, 1969, p. 38 — 41.

Dr. ing. M. Ieneiu, dr. ing. D. Chircă,
dr. ing. P. Moldovan, ing. Lidia Cristea
și I. Cinecă
Institutul politehnic — București

Cercetări experimentale asupra aliajelor cu efect de memorie a formei

CZ: 546.3—19

Aliajele cu efect de memorie a formei (EMF) reprezintă o clasă de materiale metalice care au proprietatea deosebită de a-și reaminti trecutul lor. În prezent, pe plan mondial, se cercetează cîteva categorii de astfel de aliaje: aliaje de metale nobile, aliaje care conțin metale de tranziție, aliaje pe bază de cupru etc.

Efectul de memorie a formei manifestat de aliajele metalelor nobile este corelat cu dependența dintre tensiunea de deformare și transformarea martensitică. O mare parte din aceste aliaje au la temperatură înaltă o structură de tip CsCl sau Fe_3Al și suferă transformări martensitice în urma cărora se obțin faze cu simetrie mai redusă.

Aliajele care conțin elemente de tranziție fac parte din sistemele Ni—Ti, Ni—Ti—Cu ș.a. Efectul de memorie a formei este rezultatul direct al transformării martensitice termoelastice. Transformarea fazei inițiale în fază martensitică se poate realiza fie prin scăderea temperaturii, fie prin creșterea tensiunii de deformare. Revenirea fazei martensitice la faza inițială este însoțită, la nivel microstructural, de fenomene inverse acestora.

Un alt grup de aliaje, care sînt mai ieftine, sînt cele din sistemele pe bază de cupru: Cu—Zn, Cu—Zn—Al, Cu—Zn—Si, Cu—Al—Ni.

Dintre numeroasele utilizări ale aliajelor EMF se remarcă: conectori fără sudură, structuri spațiale cu autodesfășurare, elemente ale viitoarelor motoare solide (motoare termice care vor utiliza surse secundare de căldură), dispozitive ortopedice etc.

În prezent doar nitinolul (aliaj din sistemul Ni—Ti) și-a găsit utilizări practice, dar și celelalte aliaje (îndeosebi aliajele de cupru care sînt mai ieftine) au șanse reale de folosire în domenii de vîrf ale tehnicii actuale și de perspectivă.

În lucrare se prezintă rezultatele încercărilor experimentale, în vederea producerii aliajelor EMF din sistemul Cu—Zn—Al, stabilirii compoziției optime și a parametrilor de elaborare, turnare și tratament termic.

Procedeul experimental

Materii prime și auxiliare. Pentru elaborare s-au utilizat metale pure (Cu—99,99 %, Zn—99,99 %, Al—99,99 %) și prealiaj CuAl 30 (elaborat din metale pure).

Pentru protecția topiturii la elaborare, s-a utilizat mangal praf, calcinat în prealabil.

Dezoxidarea băii metalice s-a realizat cu fosfor sub formă de prealiaj CuP11.

Rafinarea și degazarea s-a efectuat cu un amestec de Na_2CO_3 22 %, NaB_4O_7 12 %, SiO_2 57 %, NaCl 9 %.

Instalația și tehnica de cercetare. Pentru elaborarea aliajului Cu—Zn—Al și a prealiajului Cu—Al, s-a utilizat un cuptor cu inducție cu creuzet de grafit (fig. 1), cu următoarele caracteristici: capacitatea 8 kg, puterea 30 kW, frecvența de lucru 8 000 Hz.

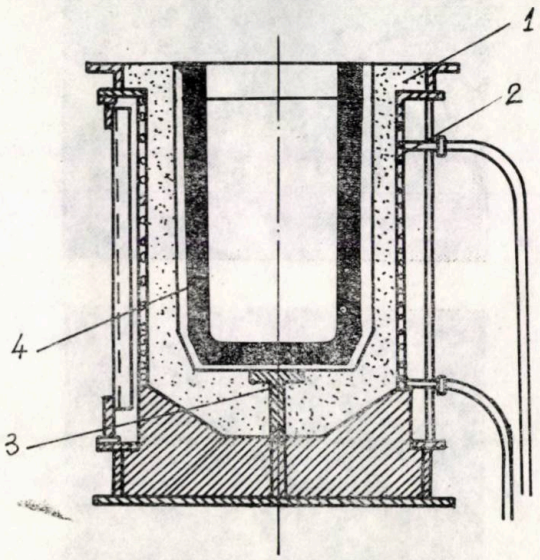


Fig. 1. Schema cuptorului cu inducție cu creuzet pentru elaborarea aliajelor:
1 — căptușeală refractară; *2* — spiră de inducție răcită cu apă; *3* — dispozitiv de ridicare a creuzetului; *4* — creuzet de grafit

La turnare s-a utilizat o cochilă din oțel (fig. 2), cu diametrul 20 mm și înălțimea 200 mm. După topirea cuprului sub un strat de mangal calcinat, s-a efectuat dezoxidarea cu prealiaj CuP11 (1—1,5 % din masa cuprului). A urmat alierea cu prealiaj CuAl30 și Al, la temperatura de 1 150°C și la sfîrșit cu zinc, apoi baia metalică s-a tratat cu fondant de rafinare.

Turnarea s-a efectuat în cochila preîncălzită la 150—200°C.

Compoziția chimică a aliajului elaborat (32,55 % Zn, 1 % Al, rest % Cu) s-a obținut după un număr de patru retopiri și corectări ale șarjei.

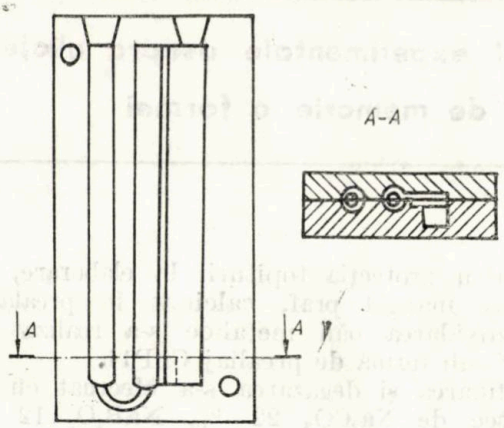
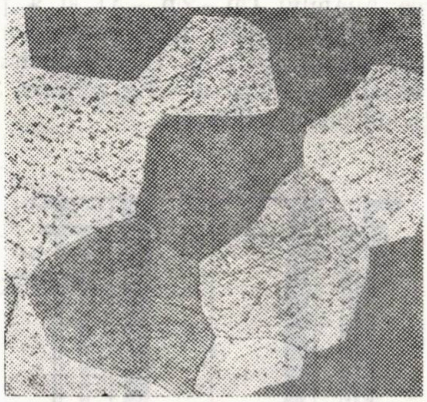
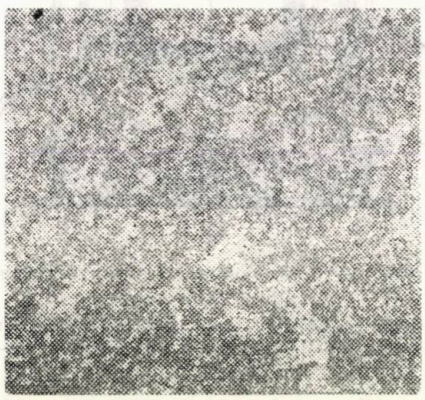


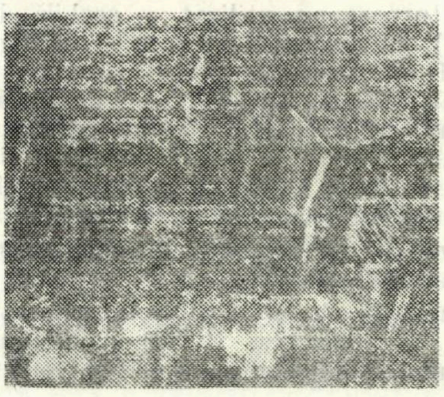
Fig. 2. Schema cochilei pentru turnarea barelor din aliaje cu EMF



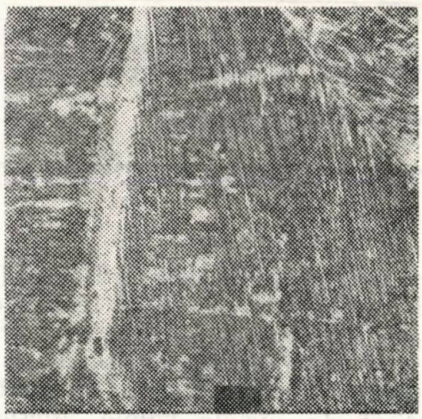
a



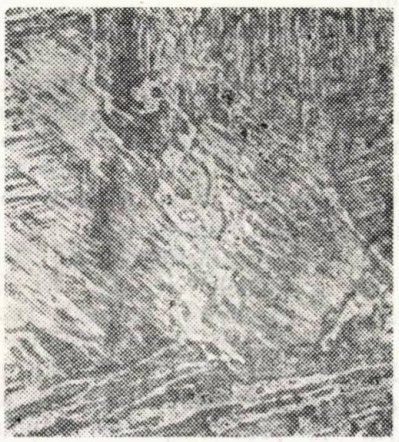
b



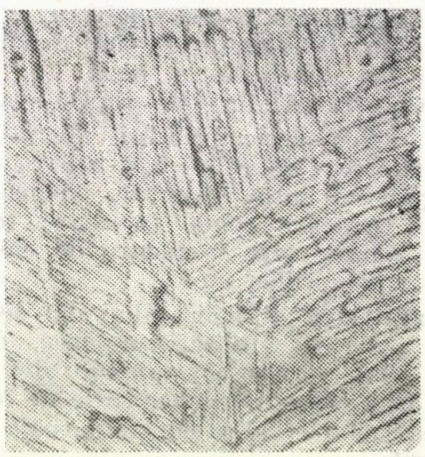
c



d



e



f

Fig. 3. Microstructura materialului după recoacere: ss α. Mărire 150 : 1. Atac: persulfat de amoniu 10% (*a*); microstructura materialului călit la 750°C în zăpadă carbonică; ss α + ss β (*b*); microstructura materialului călit de la 800°C în zăpadă carbonică: ss α × ss α (*c*); microstructura materialului călit de la 875°C în zăpadă carbonică: ss α + martensită. Atac: anhidridă cromică (*d*); microstructura unei probe subțiri, călite în zăpadă carbonică de la 875°C: martensită + ss β. Mărire 150 : 1. Atac: anhidridă cromică (*e*); microstructura materialului prelucrat după ciclul: călire în apă de la 875°C/deformare plastică/încălzire la 130°C/răcire în apă: martensită + ss β. Mărire 150 : 1. Atac: anhidridă cromică (*f*)

Se menționează că abaterile de la compoziția aliajului duc la micșorarea sau chiar dispariția efectului de memorie a aliajului. Aceasta se întîmplă, de asemenea, în prezența unor conținuturi ridicate de impurități.

După turnare, aliajul a fost supus tratamentului termomecanic, pentru inducerea efectului de memorie a formei, utilizînd un cuptor electric cu bare de silită și recipiente corespunzătoare pentru răcire în diferite medii. Probele lustruite și atacate cu reactivi specifici au fost examinate la microscopul optic.

Rezultate experimentale

Barele turnate, de diametru 20 mm și lungime 180 mm, au fost recoapte pentru omogenizare timp de 2 h, la temperatura de 850°C. Structura după recoacere este constituită din soluție solidă α (fig. 3).

În vederea determinării condițiilor optime de tratament termic, probe cu dimensiunile 10×10×10 mm, prelevate din materialul omogenizat, au fost răcite în apă, zăpadă carbonică, respectiv azot lichid, după menținere de 60 min, la temperatura de 750, 800, respectiv 875°C. Structurile obținute după călire de la diferite temperaturi în zăpadă carbonică sînt prezentate în figurile 4, 5 și 6.

Deoarece materialul prezintă călibilitate redusă, o influență deosebită asupra structurii o manifestă grosimea probelor. Într-adevăr, în probe subțiri (grosime de 3 mm), la călire în zăpadă carbonică de la temperatura de 875°C, s-a obținut o structură martensitică tipică (fig. 7).

Transformările structurale produse la călirea de la diferite temperaturi sînt corelate cu proprietățile mecanice ale aliajului. Astfel, valorile de duritate variază în funcție de temperatura de călire, timpul de menținere și mediul de răcire (tab. 1).

Pentru evidențierea efectului de memorie a formei, sîrme cu Ø 3 mm, obținute prin deformare la rece cu recoacere intermediară, au fost călite în apă de la temperatura de 875°C după menținere de 15 min.

După călire și deformare la temperatura mediului de călire, probele au fost încălzite pînă la temperatura de 130°C. În intervalul de temperaturi 100—130°C, probele și-au recăpătat forma pe care o aveau înainte de deformare, indicînd efectul de memorie a formei.

Structura după o nouă răcire la temperatura mediului de călire este martensitică (fig. 8).

Tabelul 1

Dependența durității materialului cu EMF de parametrii procesului de tratament termic

Temperatura, °C	Durata de menținere, min	Mediul de călire	Duritatea Brinell, *HB*
750	30	apă	95,5—109
		zăpadă carbonică	117—121
		azot lichid	135—135
800	30	apă	92,6—95,5
		zăpadă carbonică	125—135
		azot lichid	127—135
	60	apă	121—125
		zăpadă carbonică	121—125
		azot lichid	129—135
	90	apă	111—118
		azot lichid	130—135
875	60	apă	125—131
		zăpadă carbonică	130—137
		azot lichid	135—137

Concluzii

— Aliajele cu efect de memorie a formei (EMF) trebuie să fie elaborate din metale de puritate ridicată; conținuturile relativ reduse de impurități și abaterea de la compoziția chimică prescrisă afectează considerabil EMF pentru aliajul studiat.

— Aliajul studiat, cu compoziția chimică cercetată, prezintă un pronunțat efect de memorie a formei.

— Temperatura de călire este necesar să fie situată strict în domeniul β, respectiv peste temperatura de 830°C.

— Călirea de la temperaturi cuprinse între 850 și 880°C duce la obținerea unei structuri martensitice în plăci cu macle interne.

— Durata de menținere la temperatura de călire, ca și mediul de călire influențează proprietățile mecanice ale aliajului cu EMF, tratat termic.

— Materialul cu EMF prezintă călibilitate redusă: structura martensitică tipică pentru aliajul studiat se obține numai pe probe subțiri.

— Punctul de început de transformare martensitică este situat în intervalul 40—60°C, iar punctul de început de transformare al martensitei în faza inițială β este situat între 100 și 130°C.

— Regimul optim de tratament termomecanic, care asigură un efect maxim de memorie a formei pentru aliajul menționat, constă în: călire în apă de la 875°C și deformare la temperatura mediului de răcire.

[1] Schofield, D. şi Miodownik, P. În: Metals Technology, S.U.A., nr. 4, 1980, p. 167.
[2] Perkins, J. şi Muesing, W.E. În: Metallurgical Transactions, S.U.A, vol. 14 A, nr. 1, 1983, p. 33.
[3] Perkins, J. În: Metallurgical Transactions, S.U.A., vol. 13 A, 1982, p. 1 367.
[4] Ienciu, M., Moldovan, O., Panait, N., Buzatu, M., Groza, I. şi Marinescu, D. *Elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase*. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1982.
[5] Gâdea, S. şi Petrescu, M. *Metalurgie fizică şi studiul metalelor*—partea a III-a. Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1983.

DOCUMENTARE

Dezvoltări ale cuptoarelor de cocsificare

Tendinţa în proiectarea cuptoarelor de cocsificare este spre instalaţii mai mari. Cu cît camera de cocsificare este mai mare şi mai lungă, cu atît sînt mai mari tensiunile de curbare dezvoltate în pereţii canalului de fum datorită presiunii mari care apare în timpul perioadei de cocsificare. Un perete al canalului de fum poate fi considerat ca o tablă cu cavitate, fixată în poziţie pe toate laturile. Cînd ea este curbată, tensiunile se dezvoltă în ambele direcţii. Tensiunile orizontale ating valoarea maximă în primul canal de încălzire la jumătatea înălţimii pereţilor şi pot produce o fisurare verticală. Tensiunile pentru curbare verticală sînt mai mari în centrul peretelui canalului de fum.

Dacă tensiunile de curbare trebuie evitate, presiunea mărită trebuie contracarată de pretensiuni proporţionale din exterior. Aceasta se realizează pe verticală printr-o boltă rezistentă a cuptorului şi pe orizontală prin ancorare, stîlpi de reazem şi table pentru protecţia pereţilor care variază în dimensiune în funcţie de înălţimea cuptorului .

Stîlpii de reazem nu sînt ficşi, ci îşi pot modifica forma în funcţie de solicitări care variază constant în direcţie şi mărime. Exemple de asemenea solicitări sînt curbarea cauzată de încălzirea pe o latură, modificările lungimii stîlpului superior datorită radiaţiilor solare sau averselor de ploaie şi transmisia diferitelor momente de la vagonetul de cocs la stîlpii de reazem în timpul deplasării şi propulsiei. Aceşti factori pot acţiona individual sau împreună, fie printr-un efect combinat, fie anulîndu-se parţial unul pe altul.

În sistemul Controlpress al firmei Krupp-Koppers GmbH, pretensiunile necesare sînt transmise de la stîlpii de reazem prin grupuri de arcuri la tablele care protejează pereţii. Sistemul şi-a dovedit deja eficacitatea în mai multe instalaţii la scară industrială, de exemplu în cuptoarele de cocsificare din Japonia, cu o înălţime de 7,125 m şi în cele din R.F.G., cu o înălţime de 6 m.

Firma Krupp Koppers a realizat şi a testat un nou concept referitor la uşa cuptoarelor de cocsificare. Conceptul cunoscut sub denumirea de Flexit urmăreşte reducerea substanţială a emisiilor de gaze şi rezolvarea unor probleme de întreţinere. Principalele caracteristici ale proiectului sînt un cadru flexibil al uşii şi dispozitive cu arc pentru celulele cu diafragmă. Curbarea cadrului uşii poate fi eliminată cu ajutorul unui zăvor şi prin reglarea forţelor de etanşare care acţionează în jurul periferiei uşii. În acest fel uşa poate fi adaptată la conturul cadrului.

Încercarea încununată de succes a uşii Flexit pe o baterie cu camerele avînd o înălţime de 7 m a încurajat firma Krupp Koppers să doteze o baterie de cocsificare aflată în prezent în construcţie cu o cameră avînd o înălţime de 7,85 m, cea mai mare din lume cu acest nou tip de uşă.

(În : *Steel Times, Anglia, nr. 8, 1984, p. 38*)

Ing. Pia Bălu, mat. I. Ciucu
și mat. Victoria Ciucu
C.C.P.T.Al. — Slatina

Optimizarea funcționării unei stații de pompare a apei pentru o întreprindere metalurgică

CZ: 628.12:669

Folosirea optimă a capacității de producție a secțiilor unei întreprinderi, ținînd seamă de numărul, tipul și productivitatea mașinilor-unelte și a celorlalte utilaje existente, constituie o problemă specifică de modelare matematică.

Obiectul aplicației prezentate în această lucrare îl constituie optimizarea funcționării unei stații de pompare a apei, cu ajutorul căreia se asigură necesarul de apă potabilă și industrială pentru întreprinderile de pe o platformă industrială. Sînt analizate astfel din punct de vedere tehnic variante posibile de funcționare a stației și se elaborează corespunzător modelul matematic specific fiecăreia în scopul minimizării consumului de energie.

Stația de pompe analizată este formată din trei subunități:

— stația de pompare definitivă, care are două pompe identice P_1 și P_2, o pompă P_3, care pompează direct la utilizator, precum și trei pompe P_4, P_5 și P_6 identice, care pompează în denisipator;

— stația de repompare, care are în dotare patru pompe identice, P_7, P_8, P_9 și P_{10}, care pompează la utilizator apa din denisipator, după ce aceasta s-a decantat;

— stația de pompare provizorie cu două grupuri G_1 și G_2, formate din cîte două pompe identice, P_{11}, P_{12} și respectiv P_{13} și P_{14}, legate în serie. Grupul de pompe G_1 pompează direct la utilizator, iar grupul G_2, în denisipator.

Conturul stației de pompe este astfel conceput încît să se asigure necesarul de apă cerut Q_c în diferite combinații de funcționare a pompelor. Atunci cînd nivelul rîului de alimentare este normal, este suficient să funcționeze pompele P_1, P_2 și P_3 (într-o anumită combinație), apa fiind pompată direct la utilizator, iar cînd nivelul apei este scăzut, intră în funcțiune pompele P_4, P_5 și P_6, care pompează în denisipator pentru decantare și, de aici, prin intermediul stației de repompare, la utilizator. În anumite situații intră în funcțiune stația provizorie, care poate pompa direct la utilizator sau în denisipator. Pentru satisfacerea necesarului de apă Q_c, pompele din cadrul stației funcționează în două variante:

Varianta A — o pompă din cadrul stației de repompare, un grup de pompe din cadrul stației de pompare provizorie și, la cerere, o pompă din cadrul stației de pompare definitivă.

Varianta B — o pompă din cadrul stației de repompare, o pompă din cadrul stației de pompare definitivă (P_1 sau P_2) și, la cerere, un grup de pompe din cadrul stației de pompare provizorie.

Pentru stabilirea variantelor de funcționare, se ține seamă de nivelul rîului și de următoarele restricții tehnologice:

— din cadrul stației de pompare definitivă să funcționeze una dintre pompele P_1 sau P_2 și cel mult o pompă dintre cele trei identice, P_4, P_5 sau P_6;

— din cadrul stației de repompare, să funcționeze cel mult două pompe;

— din cadrul stației de pompare provizorie, să funcționeze cel mult un grup de pompe.

Punctul de plecare în studiul variantelor de funcționare a pompelor îl constituie analiza energetică pe bază de bilanț electric real.

Determinarea bilanțului electric s-a făcut pe bază de măsurători de curenți, interpretări statistico-matematice ale datelor de măsurare și calcule analitice, conform unor metodologii elaborate special [1]. Pentru fiecare tip de pompă, s-au determinat în principal următoarele componente ale bilanțului electric real: puterea medie necesară pompării, energia utilă, randamentul electric și diferite categorii de pierderi. Din această analiză, se constată că stația de pompe analizată constituie un consumator remarcabil de energie electrică.

În această lucrare se stabilesc acele variante de funcționare a pompelor stației analizate, care asigură necesarul de apă Q_c, cerut de utilizator, cu un consum minim de energie electrică. Aceasta este o problemă de modelare matematică, rezolvată cu ajutorul programării liniare, folosind pachetul de programe OPALINE specializat în astfel de aplicații, din biblioteca calculatorului electronic FELIX C—256. În general, modelul matematic al unei probleme de programare liniară este format dintr-o serie de inecuații și ecuații care modelează restricțiile, condițiile de nenegativitate ale soluțiilor și o funcție care se cere performantă.

Ținînd seamă de condițiile tehnologice impuse și de nivelul rîului de alimentare a pompelor, s-au analizat patru variante posibile de funcționare, și anume:

Varianta C — nivelul apei normal, fără pompare în denisipator.

Varianta D — nivelul apei normal, cu trecere prin denisipator.

Varianta E — nivelul apei scăzut, fără pompare în denisipator.

Varianta F — nivelul apei scăzut, cu trecere prin denisipator.

În aceste cazuri, expresiile „cu trecere prin denisipator" sau „fără trecere prin denisipator" se referă la cele două grupuri din cadrul staţiei provizorii G_2, respectiv G_1.

Pentru fiecare din aceste patru variante posibile, s-a întocmit modelul matematic corespunzător, rezolvat cu ajutorul calculatorului electronic. S-au folosit următoarele notaţii:

$Q_i (i = \overline{1,14})$ — debitul nominal al pompelor, m^3/h;

$P_i (i = \overline{1,14})$ — puterea nominală a pompelor, kW;

$E_i (i = \overline{1,14})$ — energia electrică consumată, kWh/m^3;

$\Delta E_i (i = \overline{1,14})$ — pierderile de energie electrică, kWh/m^3;

$q_i (i = \overline{1,14})$ — debitul stabilit pentru fiecare tip de pompă, m^3/h;

z — funcţia obiectiv a modelului, care reprezintă consumul de energie în varianta propusă.

În continuare se prezintă fiecare variantă şi modelul matematic corespunzător.

Varianta C. Se impun următoarele condiţii:

— din cadrul staţiei de pompare definitivă, să funcţioneze pompa P_3, una dintre pompele P_1 sau P_2 şi una dintre pompele P_4, P_5 şi P_6;

— din cadrul staţiei de repompare, să funcţioneze două pompe;

— din cadrul staţiei provizorii, să funcţioneze un singur grup de pompe, care va pompa direct la utilizator (grupul G_1).

Modelul matematic corespunzător acestei variante este compus din relaţiile următoare:

$$z_C = \min\left(\sum_{i=1}^{14} E_i q_i\right)$$

$$q_1 + q_3 + q_7 + q_{10} + q_{11} + q_{12} \geqslant Q_c$$

$$q_6 - q_7 - q_{10} \geqslant 0$$

$$q_{10} - q_{11} = 0$$

$$q_2 = q_4 = q_5 = q_8 = q_9 = q_{13} = q_{14} = 0$$

$$0 \leqslant q_1 \leqslant Q_1$$

$$0 \leqslant q_3 \leqslant Q_3$$

$$0 \leqslant q_6 \leqslant Q_6$$

$$0 \leqslant q_7 \leqslant Q_7$$

$$0 \leqslant q_{10} \leqslant Q_{10}$$

$$0 \leqslant q_{11} \leqslant Q_{11}$$

$$0 \leqslant q_{12} \leqslant Q_{12}$$

În această variantă, regimul optim de funcţionare indicat de model este următorul:

— una dintre pompele P_1 sau P_2 pompează direct la utilizator cu un debit orar Q_1', în condiţia $(Q_1' \leqslant Q_1)$;

— pompa P_3 pompează cu un debit Q_3', în condiţia $(Q_3' \leqslant Q_3)$.

Se constată că:

$$Q_1' + Q_3' = Q_c$$

Calculatorul indică de asemenea valoarea funcţiei obiectiv, care se notează cu Z_c, considerată ca minimă în această variantă.

Varianta D. Se consideră aceleaşi condiţii ca cele impuse în *varianta C*, cu deosebirea că staţia provizorie va pompa prin grupul G_2 în denisipator. Funcţia obiectiv, precum şi restricţiile modelului corespunzător acestei variante se prezintă în continuare:

$$Z_D = \min\left(\sum_{i=1}^{14} E_i q_i\right)$$

$$q_1 + q_3 + q_7 + q_{10} \geqslant Q_c$$

$$q_6 + q_{13} + q_{14} - q_7 - q_{10} \geqslant 0$$

$$q_2 = q_4 = q_5 = q_8 = q_9 = q_{11} = q_{12} = 0$$

$$0 \leqslant q_1 \leqslant Q_1$$

$$0 \leqslant q_3 \leqslant Q_3$$

$$0 \leqslant q_6 \leqslant Q_6$$

$$0 \leqslant q_7 \leqslant Q_7$$

$$0 \leqslant q_{10} \leqslant Q_{10}$$

$$0 \leqslant q_{13} \leqslant Q_{13}$$

$$0 \leqslant q_{14} \leqslant Q_{14}$$

Acest model a fost rulat pe calculatorul electronic şi s-a observat că soluţia optimă propusă coincide cu cea corespunzătoare *variantei C* $(Z_D = Z_C)$.

Varianta E. Această variantă analizează situaţia cînd nivelul rîului este scăzut şi, din restricţii de ordin tehnic, nu poate funcţiona nici una dintre pompele P_1, P_2, P_3. În acest caz, modelul elaborat analizează, în vederea optimizării, următoarele soluţii posibile:

— din cadrul staţiei de pompare definitivă, va funcţiona una dintre pompele: P_4, P_5 sau P_6;

— din cadrul staţiei de repompare, două dintre pompele: P_7, P_8, P_9 sau P_{10};

— din cadrul staţiei provizorii, poate funcţiona un singur grup de pompe (grupul G_1), care va pompa direct la utilizator.

Modelul matematic corespunzător acestei variante este :

$$Z_E = \min\left(\sum_{i=1}^{14} E_i q_i\right)$$

$$q_7 + q_8 + q_{11} + q_{12} \geqslant Q_c$$

$$q_6 - q_7 - q_8 \geqslant 0$$

$$q_1 = q_2 = q_3 = q_4 = q_5 = q_9 = q_{10} = q_{13} = q_{14} = 0$$

$$0 \leqslant q_6 \leqslant Q_6$$

$$0 \leqslant q_7 \leqslant Q_7$$

$$0 \leqslant q_8 \leqslant Q_8$$

$$0 \leqslant q_{11} \leqslant Q_{11}$$

$$0 \leqslant q_{12} \leqslant Q_{12}$$

Soluția optimă indicată de model conduce la următoarea variantă de funcționare : pompa în funcțiune P_6, din cadrul stației de pompare definitivă, va pompa în denisipator cu un debit orar Q'_6, în condiția ($Q' \leqslant Q_6$). De aici, după decantare, apa va fi pompată la utilizator de către pompele în funcțiune din cadrul stației de repompare. Grupul de pompe din cadrul stației provizorii va pompa direct la utilizator cu un debit Q'_{G1}, în condiția :

$$Q'_{G1} \leqslant Q_{11} + Q_{12}$$

Funcția obiectiv în această variantă are valoarea Z_E.

Varianta F. În principiu, condițiile impuse în această variantă coincid cu cele din *varianta E*. Deosebirea constă în aceea că în denisipator va pompa grupul de pompe din cadrul stației provizorii și deci va funcționa grupul de pompe G_2.

Modelul matematic este formulat astfel :

$$Z_F = \min\left(\sum_{i=1}^{14} E_i q_i\right)$$

$$q_7 + q_8 \geqslant Q_c$$

$$q_6 - q_7 - q_8 + q_{13} + q_{14} \geqslant 0$$

$$q_1 = q_2 = q_3 = q_4 = q_5 = q_9 = q_{10} = q_{11} = q_{12} = 0$$

$$0 \leqslant q_6 \leqslant Q_6$$

$$0 \leqslant q_7 \leqslant Q_7$$

$$0 \leqslant q_8 \leqslant Q_8$$

$$0 \leqslant q_{13} \leqslant Q_{13}$$

$$0 \leqslant q_{14} \leqslant Q_{14}$$

În această variantă, regimul optim de funcționare al pompelor este următorul: pompa în funcțiune din cadrul stației de pompare definitivă va pompa cu un debit Q''_6, în condiția următoare : $Q''_6 \leqslant Q_6$.

Din cadrul stației de repompare, una dintre pompe va pompa la capacitatea Q'_7 ($Q'_7 \leqslant Q_7$), iar cealaltă va pompa cu un debit orar Q'_8 ($Q'_8 \leqslant Q_8$). Din cadrul stației provizorii, grupul de pompe în funcțiune G_2 va funcționa cu o singură pompă și anume pompa P_{13}, care va pompa cu un debit Q'_{13} ($Q'_{13} \leqslant Q_{13}$).

Valoarea funcției obiectiv calculată se notează cu Z_F.

Pentru fiecare dintre cele patru variante analizate s-a calculat energia totală, absorbită, utilă și pierderile de energie. Din punct de vedere al consumului de energie electrică, s-a constatat că oricare dintre variantele studiate conduce la un consum minim de energie, în comparație cu variantele existente. Ținînd seamă de faptul că cele patru variante propuse au în vedere diferite situații posibile (tehnice, meteorologice etc.), se aplică varianta optimă în funcție de acestea.

Prin aplicarea rezultatelor modelării matematice, s-a obținut o reducere cu cca 5% a consumului de energie electrică, în condițiile unei alimentări sigure cu apă a întreprinderilor de pe platforma industrială.

BIBLIOGRAFIE

[1] Berinde, T. ș.a. *Întocmirea și analiza bilanțurilor energetice în industrie*, vol. 2. București, Editura tehnică, 1976.

Unele aspecte ale cristalizării eutecticelor metalice

Dr. ing. I. Varga și ing. B. Varga
Universitatea din Brașov

CZ: 621.746.62

La analiza teoretică a solidificării eutecticului pe baza diagramei din figura 1, se poate constata că structura aliajelor din intervalul $X_1 - X_2$ va fi alcătuită numai din eutectic și poartă numele de aliaje cvasieutectice. Regiunea aliajelor cvasieutectice se întinde pe ambele părți ale punctului cvasieutectic (X'_E) și este cu atît mai mare cu cît subrăcirea este mai mare.

Pentru a veni în sprijinul acestei analize teoretice, au fost efectuate o serie de încercări asupra solidificării aliajelor metalice binare

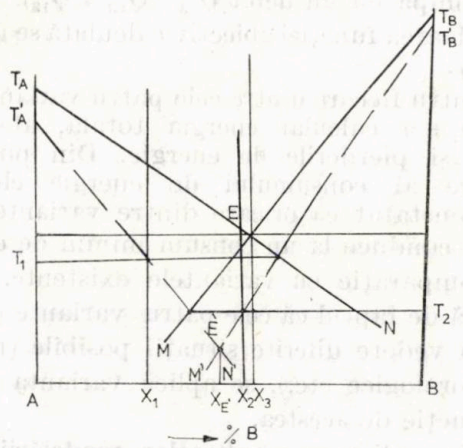


Fig. 1. Modificarea diagramei de echilibru termic pentru viteze diferite de răcire, cu formarea structurii cvasieutectice, domeniul $X_1 - X_2$

și ternare de compoziție eutectică. Rezultate semnificative s-au obținut în cazul aliajului eutectic din sistemul Al—Cu (la 33% Cu), unde eutecticul este format din soluția solidă α (cupru în aluminiu) și compusul intermetalic $CuAl_2$. Pentru a urmări solidificarea eutecticului probelor utilizate, s-a aplicat o răcire lentă, prin menținerea la o temperatură mai joasă cu 1—5 K decît cea eutectică (724 K), cu timpi diferiți de menținere, urmată de o călire prin scufundare în apă.

Pe baza figurii 2, *a* se pot urmări cele două etape ale apariției structurii eutectice. În prima etapă are loc creșterea soluției solide α (cercurile negre) și a compusului intermetalic $CuAl_2$ (poliedrele albe). În momentul în care aceste cristale vin în contact, începe cea de-a doua etapă, și anume cristalizarea eutectică propriu-zisă. Deci, structura eutecticului apare ca o totalitate a coloniilor cristaline separate. Rezultă că aceste colonii cristaline au un centru propriu de cristalizare. Formarea coloniilor eutectice este determinată de modul de creștere a cristalului, care conduce solidificarea eutecticului. De fapt se poate vorbi de un schelet dendritic, care crește perpendicular pe suprafața cristalului conducător — în cazul de față $CuAl_2$. Analizîndu-se o colonie eutectică, se poate constata că ea posedă o formă geometrică bine determinată: pătrată (fig. 2,*b*) sau dreptunghiulară (fig. 2, *c*), ceea ce este în funcție de planul de secționare a coloniei eutectice (fig. 2,*d*). Din microstructurile prezentate rezultă că structura devine tot mai grosolană pe măsură ce colonia eutectică crește, ceea ce este determinată de parametrii geometrici ai creșterii. În general, finețea structurii eutectice depinde de viteza de răcire. Astfel, structura obținută, datorită solidificării aliajului prin menținere cu puțin sub temperatura de solidificare, este mai grosolană decît cea obținută în urma răcirii bruște prin scufundare. Finisarea continuă a structurii în urma măririi vitezei de răcire la un moment dat poate să provoace și modificări calitative ale structurii eutectice.

Astfel, prin asigurarea unei viteze de răcire mai mari prin turnarea unor probe pană într-o cochilă masivă de cupru, se obține o structură sferoidală (fig. 2, *c*). Particularitatea acestei structuri constă în faptul că, pornind de la un centru, creșterea cristalului se realizează sub formă de evantai, iar fiecare element prezintă fenomenul de maclare ce se pune în evidență prin studierea microstructurii cu ajutorul luminii polarizate. La o răcire și mai intensă, realizată prin supraîncălzirea aliajului la cca 1 200 K, la vîrful probelor pană se obține o structură omogenă ce reprezintă înghețarea stării lichide (călire). Acest lucru este dovedit și prin faptul că, după încălzire (sub temperatura de solidificare), această soluție solidă suprasaturată se descompune și va apărea sub formă de eutectic globular.

Din observații rezultă că uneori structura eutecticului este în funcție și de asemănarea structurii cristaline a constituenților. Astfel, în aliajul hipereutectic din sistemul Al — Si, formarea cristalelor de Si (fig. 3, *a*) este însoțită de apariția și creșterea rapidă a cristalelor soluției solide. Deci, structura obținută are un caracter hipoeutectic cu cristale grosolane.

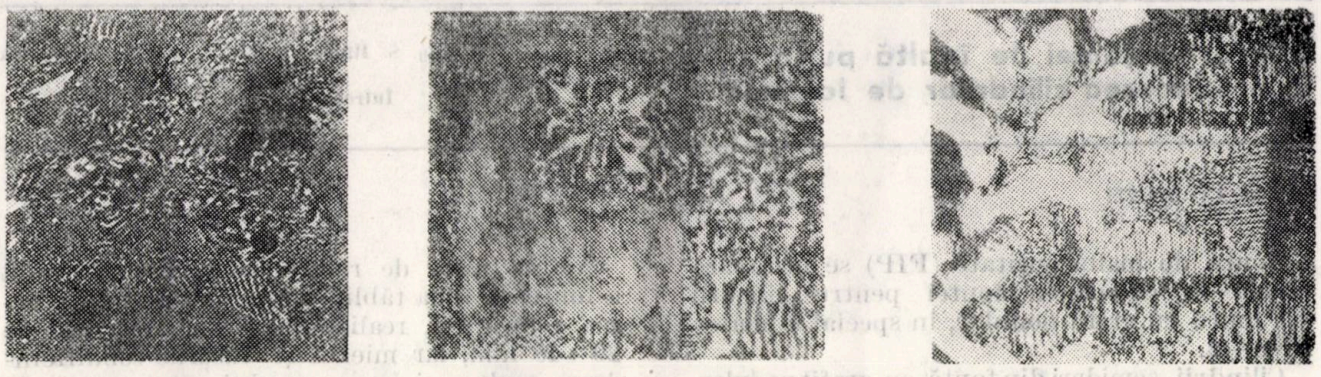


Fig. 2. Microstructurile aliajului eutectic Al—$CuAl_2$ (atac HF):
a — mecanismul formării coloniei eutectice; ×200; *b* — colonie eutectică cu configurație pătrată; ×100; *c* — colonie eutectică cu configurație dreptunghiulară; ×100; *d* — colonie eutectică; ×100; *e* — colonie eutectică sferoidală; ×300

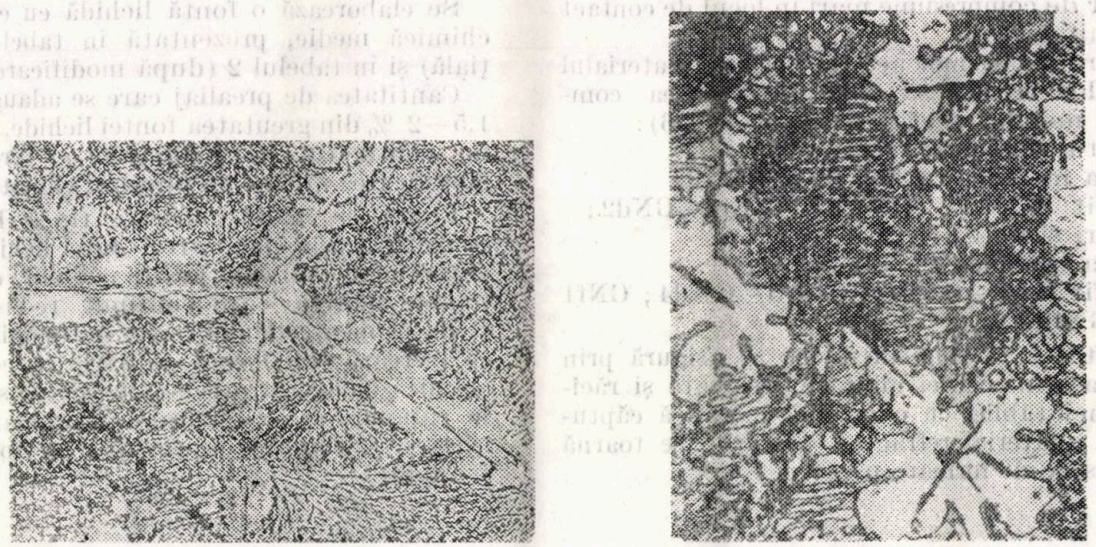


Fig. 3. Microstructura hipoeutectică a unor aliaje (×100, atac HF):
a — Al—Si de compoziție hipereutectică; *b* — Al—Cu de compoziție eutectică, modificat cu Ti

De asemenea, la aliajul eutectic din sistemul Al—Cu, în care s-a introdus Ti, se observă că, pe baza germenului compusului intermetalic $TiAl_3$, s-a format și a crescut cristalul soluției solide α (fig. 3, *b*), astfel aliajul devenind hipoeutectic din punct de vedere structural.

Aceste abateri structurale, care nu pot fi explicate nici pe baza diagramei cvasieutectice, își au explicația în faptul că aliajul conține constituenți care sînt izomorfi față de unul dintre componenții aliajului și provoacă cristalizarea lui prioritară.

Din cele arătate mai sus, rezultă că cristalizarea eutectică prezintă o mare varietate structurală. Pentru o cunoaștere mai bună a legităților ce guvernează apariția acestor structuri la diferite aliaje, în diferite condiții de răcire, se impune adîncirea studiilor asupra cristalizării acestor aliaje.

Utilizarea fontei de înaltă puritate la producerea cilindrilor de laminor

Ing. S. Ráez, A. Gal, ing. Maria Benedek
și sing. M. Spiță
Întreprinderea de fier — Vlăhița

CZ : 669.13 : 621.771

Fonta de înaltă puritate (FIP) se utilizează numai la elaborarea fontei pentru cilindrii din fontă cu grafit nodular, în special la marca FNS—2.

Cilindrii semiduri din fontă cu grafit nodular, marca FNS—2, sînt destinați laminării, în cajele pregătitoare și intermediare, a profilelor mici și mijlocii, a sîrmei și țevilor.

Materialul cilindrului trebuie să asigure următoarele caracteristici tehnologice: rezistență mare la uzură, la frecare uscată; rezistență la oboseală termică și șocuri termice; rezistență mare la solicitările de încovoiere ciclică și șocuri; prelucrabilitate mecanică ușoară; durabilitatea tăbliei : 350—433 *HB*, iar a fusurilor și miezului 233—265 *HB*; grosimea stratului semidur : 40—150 mm; scăderea maximă de duritate în stratul semidur : 45 *HB*; rezistență la momentul de răsucire transmis de grupul de antrenare; rezistență la strivire, datorită forțelor de compresiune mari în locul de contact cu semifabricatul.

Pentru a răspunde acestor cerințe, materialul cilindrilor trebuie să aibă următoarea compoziție metalografică (STAS 6905—76) :

— stratul semidur de lucru :
masa metalică Pv 50; Pi 02; C 40;
grafit GN 2 — GN 4; GNd1—GNd2;
— fusuri și miez :
masa metalică *P* — P 70; G4;
grafit GN6—GN10; GNd 3—GNd4; GNf1 — GNf2.

Duritatea în zona de lucru se asigură prin alegerea compoziției chimice adecvate și răcirea zonei tăbliei cu o cochilă metalică căptușită cu material refractar. Fusurile se toarnă în amestec de formare uscat.

Viteza mare de răcire, solidificarea rapidă a fontei în zona tăbliei nu permit descompunerea cementitei, realizîndu-se un strat dur de 20—40 mm, iar miezul și fusurile solidificîndu-se mult mai încet, se obține o structură de fontă cenușie nodulară.

Modificarea fontei se face cu prealiaj tip FeSiNiMg de producție proprie.

Fonta pentru cilindri din fontă cu grafit nodular se elaborează numai în cuptoare cu inducție (în cubilou ar crește conținutul de sulf), plecînd de la următoarea componență de șarjă :

— fontă de înaltă puritate; FIP — 2—12 tip Vlăhița NTR — 478—81 500—700 kg;
— deșeuri de oțel (capete de țevi) 500—800 kg;
— cilindri uzați returnați de beneficiari 1 500 —1 800 kg;
— deșeuri proprii (de la cilindri nodulari) 500 kg.

Se elaborează o fontă lichidă cu compoziție chimică medie, prezentată în tabelul 1 (inițială) și în tabelul 2 (după modificare).

Cantitatea de prealiaj care se adaugă este de 1,5—2 % din greutatea fontei lichide, în funcție de conținutul de magneziu al prealiajului. Modificarea are loc cu ajutorul clopotului.

Fonta de înaltă puritate tip FIP Vlăhița se utilizează la elaborarea fontei lichide pentru cilindri din fontă cu grafit nodular, din următoarele motive : are conținut redus de P,S și de elemente dăunătoare, antimodificatoare; se livrează sub formă de șarje cu compoziție chimică omogenă, precis cunoscută; se livrează în calupuri ușoare, curate, ușor manevrabile, la care topirea în cuptor se face foarte ușor și rapid.

Tabelul 1

C, %	Si, %	Mn, %	P*max*, %	S*max*, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %
2,8—3,2	0,6—0,8	0,3—0,6	0,15	0,03	0,4—0,6	1,2—1,4	0,3—0,5

Tabelul 2

C, %	Si, %	Mn, %	P*max*, %	S*max*, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Mg, %
2,8—3,2	1,0—1,6	0,3—0,6	0,15	0,02	0,4—0,6	2,0—2,5	0,3—0,5	0,02—0,04

Întrucît FIP de tip Vlăhiţa nu se fabrică în mod special pentru cilindrii de laminor, ea nu corespunde întocmai acestui scop. O fontă ideală pentru cilindri de laminor ar trebui să aibă compoziţia chimică prezentată în tabelul 3.

Tabelul 3

C, %	Si, %	Mn, %	P_{max}, %	S_{max}, %	Alte elemente
3,2—3,5	0,8—1,8	0,3—0,6	0,05	0,01	urme

Folosind fonta de înaltă puritate tip Vlăhiţa, au apărut probleme legate de încadrarea în normele de consum la FeMn şi FeSi.

Se menţionează totuşi că, datorită avantajelor pe care le prezintă faţă de alte tipuri de materii prime, fonta de înaltă puritate este preferată datorită conţinutului său redus de elemente antimodificatoare.

La modificare, cele mai bune rezultate tehnologice (efect piroforic mic, grad de asimilare mare a Mg) s-au obţinut cu următoarea încărcătură: Ni metalic 3,000 kg; FeSi 150 kg; FeMn 100 kg; FeCr 100 kg; fontă lichidă 100 kg; Mg 600 kg.

Se obţine un prealiaj cu următoarea compoziţie chimică: Mg 15,95; Ni 69,20; Si 2,52; Fe 8,64; Mn 3,04; Cr 0,65.

Calupurile de Mg se introduc în poziţie verticală cît mai adînc în baia de material topit.

După asimilarea magneziului, topitura se toarnă în forme uscate de nisip sub formă de bare Ø 100—140 mm. Turnarea sub formă de calupuri în tipare duce la pierderi mari de Mg asimilat, datorită suprafeţei mari de contact cu aerul.

Datorită în special ultimei măsuri, s-au obţinut o creştere a randamentului de asimilare a Mg şi o reducere cu cca 20 % a consumului de prealiaj.

Ing. E. Botnar și ing. C. Kapusi
Întreprinderea „UNIO" — Satu Mare

Preocupări în vederea îmbunătățirii tehnologiei de elaborare a fontei în cubilou

CZ: 621.745.34

Întreprinderea „UNIO"—Satu Mare produce piese destinate realizării mașinilor și utilajelor miniere, condițiile de exploatare ale acestora impunînd utilizarea unor fonte cu caracteristici superioare. Din această cauză au existat în permanență preocupări pentru îmbunătățirea calității fontei, în principal prin modificare.

Au fost asimilate fontele cenușii cu grafit lamelar modificat (FC 300), precum și fontele cu grafit nodular (Fgn 400—12 pînă la Fgn 700—2), întreprinderea producînd asemenea fonte de peste 25 de ani.

Din această cauză a apărut necesitatea realizării unor grade mai mari de supraîncălzire a fontei, în condițiile elaborării acesteia în cubilou.

Încă din 1960, au fost urmărite căile de îmbunătățire a randamentului termic al cubilourilor din dotare (cubilouri clasice, cu aer rece), în vederea realizării unor fonte cu temperaturi ridicate, la un consum redus de cocs. În acest sens, în ultimii 20 de ani au fost întreprinse mai multe asemenea acțiuni:

— recuperarea căldurii gazelor arse, evacuate din cubilou;

— intensificarea proceselor din cubilou prin îmbogățirea aerului în oxigen;

— modificarea profilului interior al cubiloului, realizîndu-se trecerea de la profilul cilindric la cel tronconic, eliminîndu-se în acest mod agățările de materiale și favorizîndu-se o mai bună circulație a gazelor de ardere;

— insuflarea de praf de cocs și huilă în cubilou, în vederea înlocuirii parțiale a cocsului de turnătorie;

— redistribuirea aerului insuflat în cubilou între două rînduri de guri de aer.

În tabelul 1 sînt prezentați, sintetic, parametrii de funcționare ai cubiloului, în diferite variante de exploatare utilizate.

Utilizarea aerului cald prin montarea recuperatorului în coșul cubiloului

Necesitatea măririi temperaturii de elaborare, odată cu creșterea producției de fonte modificate, a dus la adoptarea unui recuperator de căldură. A fost ales un recuperator de căldură tip Ulmer, montat în coșul cubiloului, proiectat și realizat în întreprindere în anul 1966.

Avantajele acestui tip de recuperator sînt:

— construcție simplă și execuție ușoară;

— nu necesită materiale speciale (oțeluri aliate);

— pierderile hidraulice nu pun probleme deosebite;

— nu necesită spațiu suplimentar pentru amplasare.

Acest tip de recuperator se află în funcțiune din anul 1966, la o baterie de două cubilouri Ø 600 mm. Parametrii de funcționare sînt prezentați în tabelul 1.

Cubiloul și recuperatorul au funcționat normal în primele luni după montare, dar în scurt timp s-a făcut simțită influența negativă a prafului depus în recuperator (creșterea consumului de cocs cu 15%). Curățarea recuperatorului se realizează la fiecare șase luni, prin sablare, prin pătrunderea unui muncitor, pe o platformă metalică, în interiorul cubiloului. După trei ani de funcționare temperatura aerului a scăzut la 100—120°C, iar presiunea acestuia, la 450—500 mm H_2O, ca urmare a pătrunderii prafului și oxidării și în interiorul recuperatorului. În aceste condiții, a fost necesară înlocuirea recuperatorului. Cei aproape 20 de ani de exploatare a unor asemenea recuperatoare de căldură au evidențiat o serie de neajunsuri:

— dimensiunile sînt limitate;

— viteza de deplasare a gazelor de cubilou și a aerului necesar arderii CO nu poate fi controlată în mod corespunzător;

— necesită un arzător „de veghe" pentru „aprinderea" gazelor în dreptul gurii de încărcare;

— durata scurtă de funcționare, ca urmare a solicitării termice și a cantității mari de praf;

— randamentul deosebit de scăzut.

Îmbogățirea aerului în oxigen

Scăderea randamentului termic al recuperatorului, ca urmare a depunerii de praf, a favorizat utilizarea oxigenului suplimentar care se afla în exces în cadrul întreprinderii.

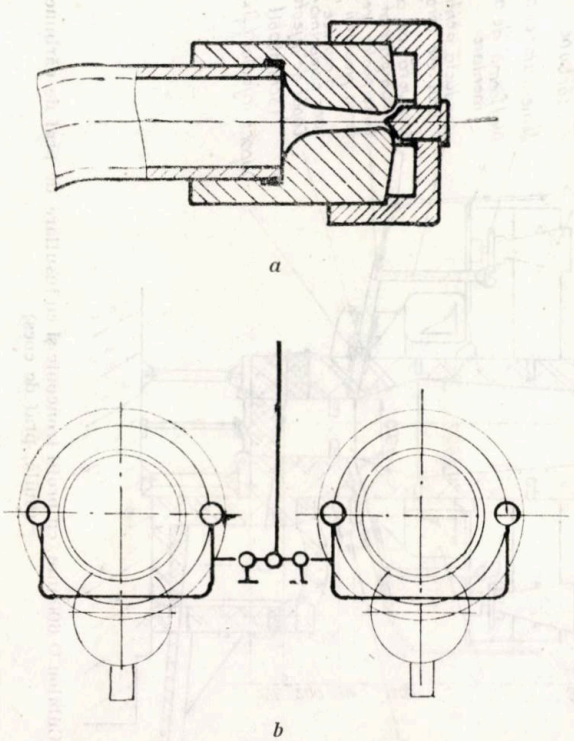
După mai multe încercări, consumul de oxigen suplimentar a fost stabilizat la 15 Nm^3/t fontă, respectiv aer cu 23% O_2.

O problemă deosebit de importantă a constituit-o modul de introducere a oxigenului suplimentar în aerul de combustie, astfel încît

Tabelul 1

Variante tehnologice de funcționare a cubilourilor ø 600 mm la Întreprinderea „UNIO" — Satu Mare

Soluția tehnologică	Parametrii funcționării cubiloului								
	Greutatea patului de cocs, kg	Greutatea porției metalice, kg	Greutatea cocsului în porție, kg	Debitul de aer insuflat, $Nm^3/m^2 \cdot min$	Temperatura aerului insuflat, °C	Presiunea aerului insuflat, mm H_2O	Temperatura fontei la jgheab, °C	Productivitatea cubiloului, t/h	Consumul specific de cocs, kg/100 kg fontă lichidă
a									
Recuperator de căldur-montat în coșul cubilou_lui; aer atmosferic; profil cilindric	150	250	28	100—110	180—220	500—550	1 350—1 400	2,2	12—12,5
					100—120	450—500	1 300—1 350	2,0	13
Recuperator de căldură în coșul cubiloului; aer îmbogățit în oxigen (cu 23% O_2); profil cilindric	150	250	25	95—105	100—120	450—500	1 380—1 410	2,4	11—11,5
Recuperator de căldură în coșul cubiloului; profil tronconic; insuflare de praf de huilă	200	250	25	95—105	100—120	450—500	1 360—1 400	2,8—3	12—13
			20	100—110	180—220	450—500	1 400—1 420	3,5—3,6	11—12
Recuperator de căldură în coșul cubiloului; profil tronconic; aer redistribuit	200	250	30	115—120 (80+40	180—220	390—410 rînd I	1 350—1 400	2,6—3,1	11—13
						180—200 rînd II			



a

b

Fig. 1. Distribuitor pentru oxigenul suplimentar, pe baza efectului Coandă (*a*), și modul de alimentare cu oxigen a celor două cubilouri (*b*)

să se asigure o alimentare cît mai uniformă cu oxigen. În acest scop, a fost realizat un distribuitor de oxigen bazat pe efectul Coandă. În figura 1, *a* este prezentat distribuitorul pentru îmbogățirea aerului în oxigen, iar în figura 1, *b*, modul de alimentare a celor două cubilouri din dotare.

Distribuitoarele de oxigen au fost montate în conductele de aer care leagă recuperatorul de cutia de aer a cubilourilor (fig. 1, *b*).

Utilizarea oxigenului suplimentar a asigurat creșterea temperaturii fontei cu circa 80—100°C, o mărire a productivității cubiloului și o reducere a consumului de cocs, în condițiile în care recuperatorul de căldură funcționa defectuos, temperatura aerului nedepășind 120°C (tab. 1).

Cubilourile au funcționat cu oxigen suplimentar peste un an, atît timp cît acesta a fost în exces pentru nevoile întreprinderii.

Cubilou cu profil tronconic cu aer cald și cu insuflare de praf de cărbune

În vederea micșorării solicitării termice și mecanice a căptușelii, precum și pentru îmbunătățirea distribuției gazelor în cubilou, respectiv a intensificării schimbului de căldură, a fost schimbat profilul interior al cubiloului, adoptîndu-se o formă tronconică (fig. 2).

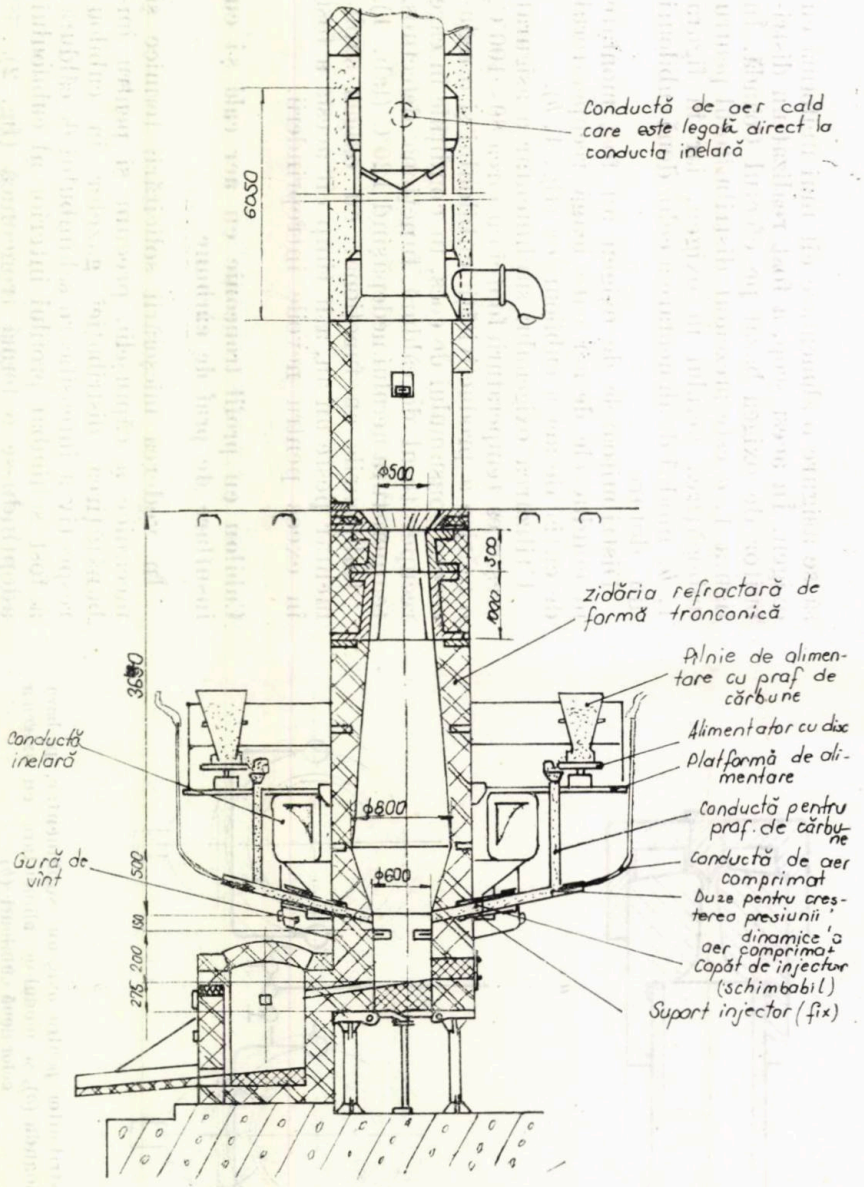


Fig. 2. Cubilou O 600 mm, cu profil tronconic și cu insuflare de praf de cărbune (huilă, praf de cocs)

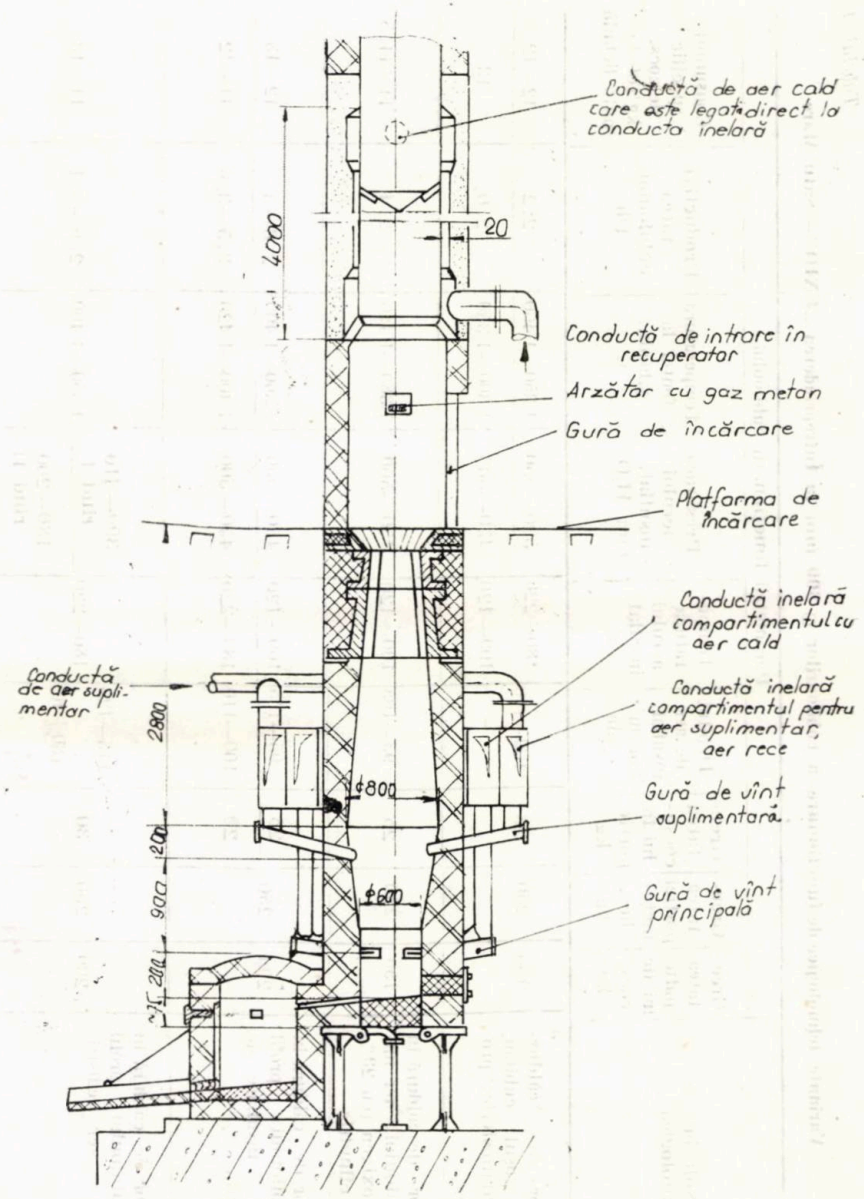


Fig. 3. Cubilou O 600 mm, cu profil tronconic, cu aer cald (recuperator în coș), cu redistribuirea aerului

Pe de altă parte, a fost realizată o instalație de insuflare (injectare) în cubilou a combustibililor praf (0,5—4,0 mm). În acest scop, a fost realizat un al doilea rînd de orificii, la 200 mm deasupra singurului rînd de guri de vînt (patru guri de aer pe rînd). Aceste orificii, cu diametrul de 50 mm, erau prevăzute cu duze de Ø 5 mm. Dozarea combustibilului praf se realizează cu ajutorul dozatoarelor disc (unul pentru fiecare orificiu), asigurîndu-se un consum total de 50—60 kg/h. Injectarea prafului de combustibil se realizează cu ajutorul aerului sub presiune (un debit total de 11 Nm^3/min, la o presiune de 1,5—2 at).

În prima parte a funcționării cubilourilor într-o asemenea variantă, recuperatorul de căldură nu asigură decît 100—120°C pentru aerul de combustie, iar după schimbarea recuperatorului, s-a ajuns la 180—220°C. Toate aceste schimbări se resimt în parametrii funcționali ai cubiloului (tab 1). Efectele unei asemenea tehnologii de elaborare pot fi rezumate la următoarele: micșorarea consumului de cocs cu 20—25%, creșterea productivității cubiloului cu 25—30%, mărirea temperaturii fontei cu 50—100°C (față de cubiloul cu aer rece).

În vederea utilizării combustibilului mărunt, acesta se usca și măcina, la dimensiuni sub

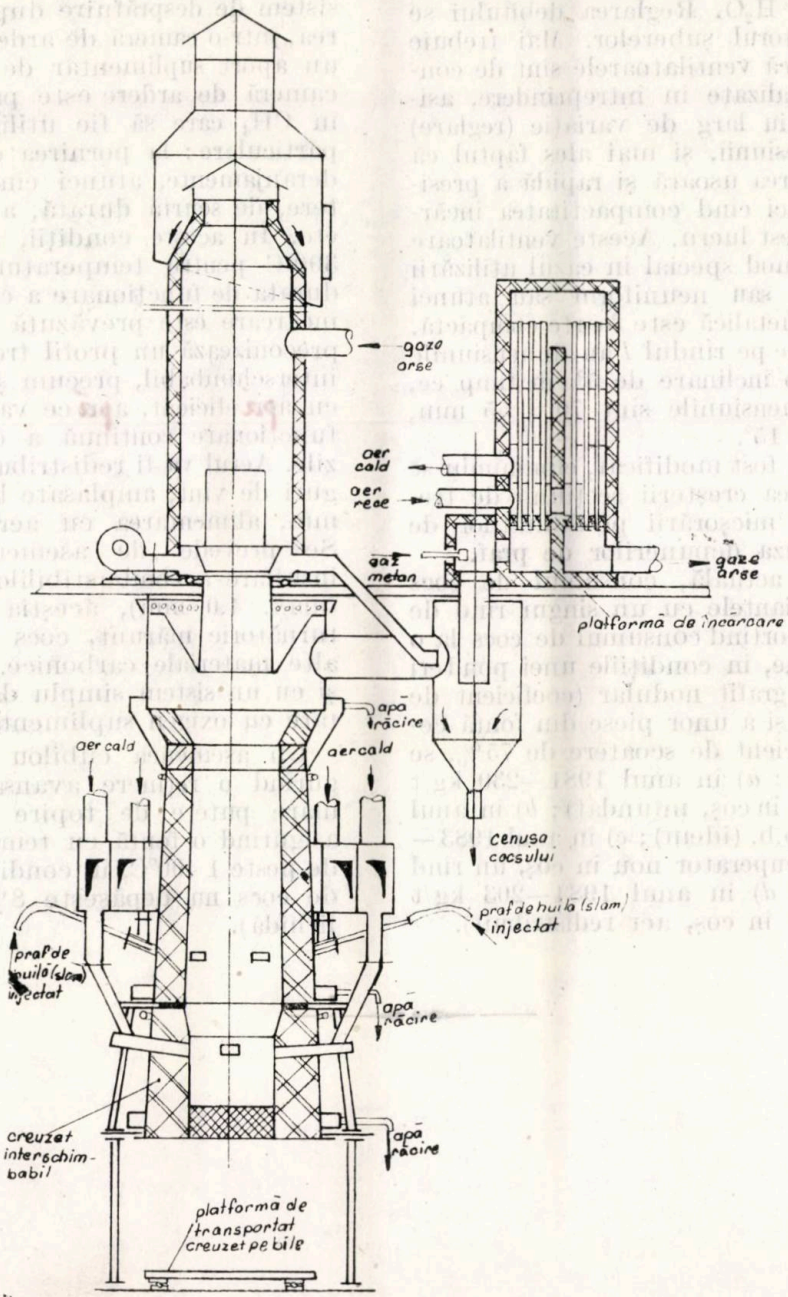


Fig. 4. Cubilou modernizat

4,0 mm. A fost utilizat atît cocsul de turnătorie mărunt, deșeu de la încărcarea cubiloului, cît și cărbunele, sub formă de huilă (utilizată ca adaosuri în amestecul de formare).

Cubilou cu profil tronconic, cu aer cald (recuperator în coș) cu redistribuirea aerului

Renunțîndu-se la folosirea combustibilului praf, datorită deficitului de aer comprimat, a fost adoptată soluția redistribuirii aerului pe două rînduri, amplasate la o distanță de 900 mm între ele (fig. 3). La un debit de aer ceva mai mare decît în variantele precedente (cu 10—20%), repartizarea a fost următoarea: pe rîndul *I*, 2/3 din debit, la o presiune de 390—410 mm H_2O și 1/3 pe rîndul *II*, la o presiune de 180—200 mm H_2O. Reglarea debitului se realizează cu ajutorul șuberelor. Mai trebuie menționat faptul că ventilatoarele sînt de concepție proprie, realizate în întreprindere, asigurînd un domeniu larg de variație (reglare) a debitului și presiunii, și mai ales faptul că este posibilă mărirea ușoară și rapidă a presiunii aerului, atunci cînd compactitatea încărcăturii impune acest lucru. Aceste ventilatoare se recomandă în mod special în cazul utilizării cocsului mărunt sau neuniform sau atunci cînd încărcătura metalică este foarte compactă.

Gurile de vînt de pe rîndul *I* au dimensiunile 200×55 mm și o înclinare de 5°, în timp ce, pe rîndul *II*, dimensiunile sînt 70 × 55 mm, la o înclinare de 15°.

Recuperatorul a fost modificat, eliminîndu-se șicanele, în vederea creșterii secțiunii de trecere a aerului și micșorării posibilităților de înfundare din cauza depunerilor de praf.

În tehnologia actuală, consumul de cocs scade față de variantele cu un singur rînd de guri de vînt. Raportînd consumul de cocs la o tonă de piese bune, în condițiile unei ponderi mari a fontei cu grafit nodular (coeficient de scoatere de 50%) și a unor piese din fontă cenușie cu un coeficient de scoatere de 75%, se obțin următoarele: *a*) în anul 1981—230 kg/t p. b. (recuperator în coș, înfundat); *b*) în anul 1982—203,4 kg/t p.b. (idem); *c*) în anul 1983—208 kg/t p. b. (recuperator nou în coș, un rînd de guri de aer); *d*) în anul 1984—203 kg/t p. b. (recuperator în coș, aer redistribuit).

Preocupări pentru viitor

Cei aproape 20 de ani de preocupări în vederea modernizării cubilourilor au evidențiat faptul că există încă rezerve mari în ceea ce privește creșterea randamentului termic al cubiloului. În acest sens, trebuie menționată posibilitatea utilizării integrale a căldurii fizice și chimice a gazelor evacuate din cubilou, utilizînd în acest scop un recuperator de căldură, amplasat în afara cubiloului, în care gazele de ardere pătrund după o desprăfuire accentuată. În figura 4 este prezentată o propunere de cubilou, rezultat din experiența acumulată la întreprinderea „UNIO"—Satu Mare. Gazele sînt preluate integral din cubilou, trec printr-un sistem de desprăfuire după care are loc arderea, într-o cameră de ardere, a CO conținut, cu un aport suplimentar de căldură. La această cameră de ardere este prevăzut și un aport în CH_4 care să fie utilizat numai în cazuri particulare: la pornirea cubiloului, în caz de deranjamente, atunci cînd se dorește o creștere, de scurtă durată, a temperaturii aerului etc. În aceste condiții, se asigură minimum 300°C pentru temperatura aerului, pe toată durata de funcționare a cubiloului. La gura de încărcare este prevăzută o perdea de aer. Se preconizează un profil tronconic și un creuzet interschimbabil, precum și un sistem de răcire cu apă eficient, apa ce va asigura o durată de funcționare continuă a cubiloului mai multe zile. Aerul va fi redistribuit pe două rînduri de guri de vînt, amplasate la o distanță de 900 mm, alimentarea cu aer fiind de 70 : 30%. Se prevede de asemenea un sistem de insuflare a combustibililor sub formă de praf (max. 4,0 mm), aceștia putînd fi: cocs de turnătorie mărunt, cocs de furnal, huilă sau alte materiale carbonice. Cubiloul este dotat și cu un sistem simplu dar eficient de alimentare cu oxigen suplimentar.

Un asemenea cubilou este nepoluant, asigurînd o reținere avansată a prafului cu o mare putere de topire (peste 10 t/m² . h), asigurînd o fontă cu temperatura de evacuare de peste 1 400°C, în condițiile în care consumul de cocs nu depășește 8% (raportat la fonta lichidă).

Aspectele ecruisării titanului în procesul laminării la rece

Ing. Al. Bădescu și ing. Maria Roman
I.A.M.N. — București

CZ: 669.295 :621.787

Modernizarea continuă și complexitatea din ce în ce mai mare a proceselor tehnologice și a caracteristicilor de exploatare a diferitelor utilaje sau subansambluri impun găsirea unor materiale care să răspundă prin proprietățile lor unor condiții din ce în ce mai severe, privind rezistența mecanică, rezistența la coroziune, fluaj etc.

Titanul și aliajele sale răspund cu succes unor asemenea cerințe, în plus piesele din acest material sînt mai ușoare decît altele similare din oțel inoxidabil sau alte aliaje, deoarece densitatea specifică a acestuia este mult mai mică.

Astfel, în ultimele două-trei decenii acest material s-a impus în industria aeronautică și aerospațială, în chimie, petrochimie etc.

Utilizarea titanului, atît de favorabilă din punct de vedere tehnic, este grevată din punct de vedere economic, prin costul încă ridicat, și tehnologic, prin dificultățile legate de obținerea și prelucrarea sa prin deformare plastică, așchiere și sudare.

Deformarea plastică la cald a semifabricatelor de titan în condiții industriale implică alegerea unei căi optime din cauza oxidării suprafeței și difuziei pe o anumită adîncime a oxigenului [5] și ereditații granulare grosolane, fapt ce duce la necesitatea deformării la temperaturi mai scăzute și, implicit, la supradimensionarea utilajelor de deformare [1]. Primul inconvenient complică prelucrarea mecanică ulterioară și duce la pierderi importante de material prin oxidare.

Acest fapt a dus spre efectuarea de încercări de deformare la rece cu reduceri cît mai mari, pentru a evita recoacerile intermediare care duc fie la oxidări suplimentare, fie la utilizarea de tehnici scumpe de încălzire în vid sau atmosferă protectoare. Concomitent, s-a făcut un studiu al influenței gradului de deformare asupra ecruisării produse și asupra structurii obținute.

Tabelul 1

Compoziția chimică a aliajului

Aliajul	Conținutul elementelor de adaos					
	Al	Fe	Si	O_2	N_2	Suma altor impurități
Titan tehnic	0,44	0,10	0,005	0,053	0,080	max. 0,1

Materialul studiat a fost titanul tehnic cu compoziția chimică prezentată în tabelul 1.

Încercările au fost făcute pe bare forjate la dimensiunile Ø 11 ± 1 mm, cu lungimea de 500±100 mm. În vederea micșorării numărului de calduri, forjarea a fost dusă pînă la o limită inferioară a temperaturii de forjare cuprinsă între 550 și 700°C, ultima operație fiind o netezire între nicovale profilate special pentru diametrul de 11 mm și executate special ca SDV la ciocanul pneumatic de 280 kgf.

Se obțin astfel bare cu o granulație fină, în stare ușor ecruisată, avînd în vedere că temperatura de sfîrșit de forjare este situată în jurul temperaturii de recoacere în vederea recristalizării (650–700°C pentru bare forjate, piese matrițate). Acest fapt se observă în figura 1.

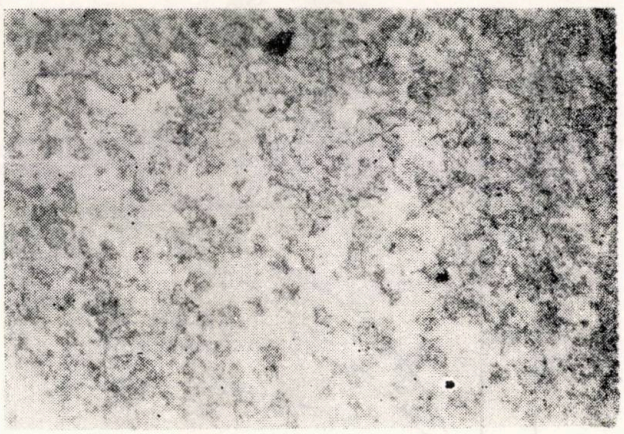


Fig. 1. Micrografia unei probe prelevate dintr-o bară forjată la Ø 11

Rezultate

Pentru a determina și influența stării inițiale a materialului asupra posibilității de deformare la rece ulterioare și deci a face o corelare mai completă între structură și proprietăți, s-au alcătuit trei loturi de bare de Ø 11 mm; primul cu structura rezultată ca atare din forjare, al doilea recopt la 880 ± 10°C timp de 15 min și răcit în aer, iar al treilea recopt la 880 ± 10°C timp de 15 min și răcit lent în cuptor cu 20° C/h.

Toate barele au fost ulterior decojite la Ø 9,6 mm, cu scopul de a îndepărta atît stratul oxidat, cît și cel îmbogățit în oxigen și azot.

Deformarea plastică la rece a fost produsă prin laminare în calibre pătrate cu muchii teșite pe laminor duo Ø 100 mm cu alungiri

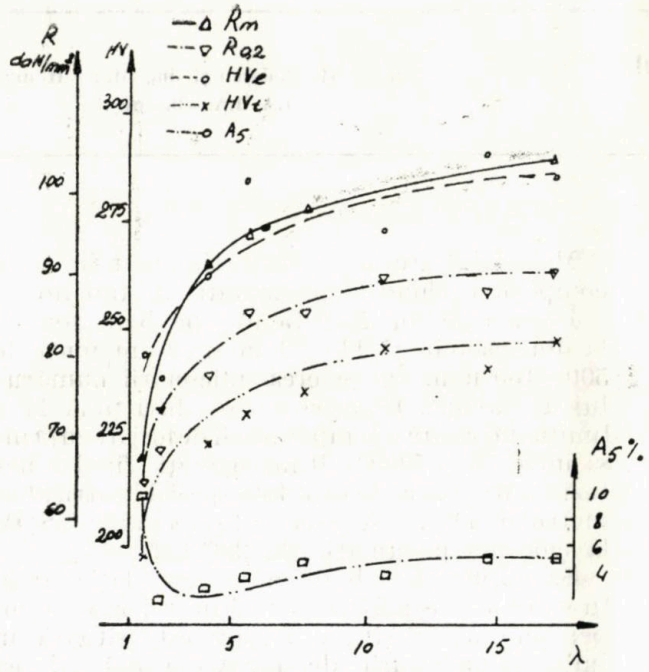


Fig. 2. Variația proprietăților mecanice ale probelor din lotul de bare prelucrate prin deformare plastică la rece după forjare fără tratament termic

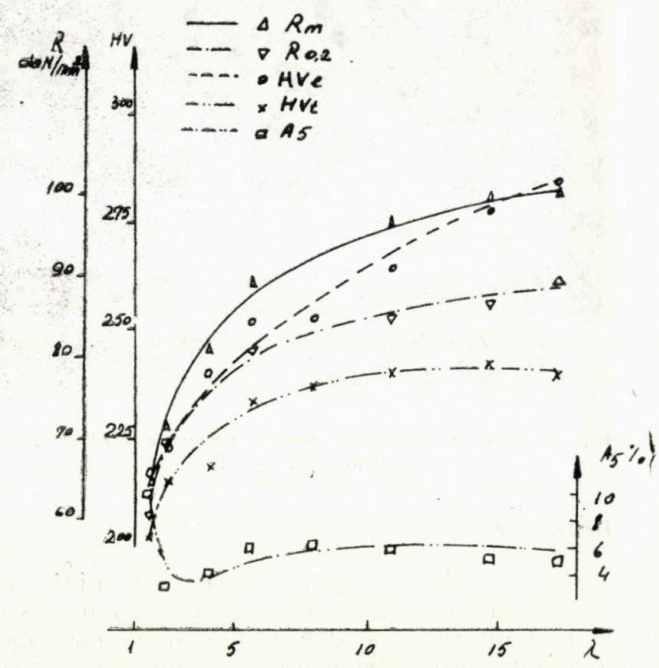


Fig. 3. Variația proprietăților mecanice în funcție de alungirea la laminare a probelor din lotul de bare recoapte după forjare la 880 ± 10°C și răcite în aer

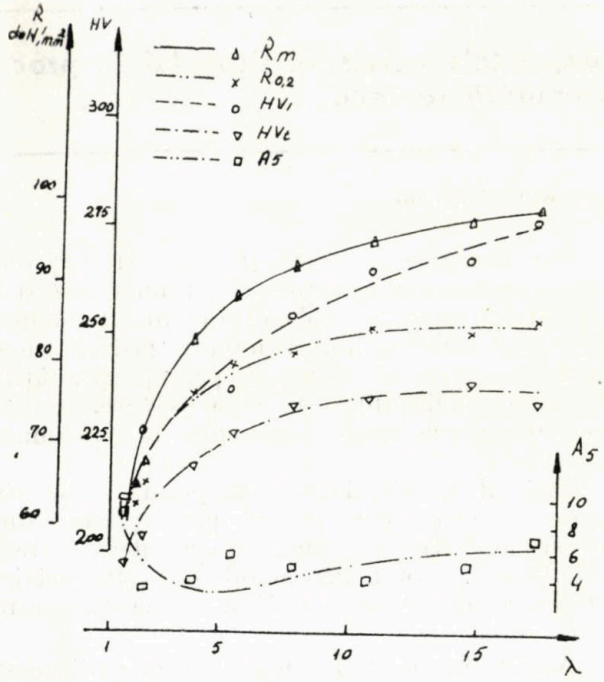


Fig. 4. Variația proprietăților mecanice în funcție de alungirea probelor din lotul de bare recoapte după forjare la 800°C și răcite cu 20° C/h

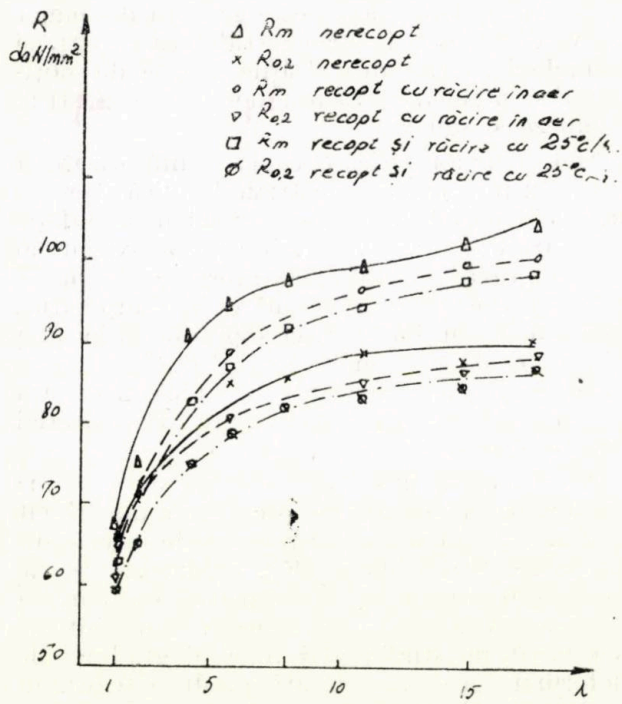


Fig. 5 Variația rezistenței mecanice R_m și $R_{0,2}$ în funcție de alungirea la laminare pentru cele trei loturi experimentale

de $\lambda = 1{,}25$ pe trecere. S-au prelevat cîte opt grupe de probe din fiecare lot la diferite alungiri, de la $\lambda_{tot} = 1{,}56$ la $\lambda_{tot} = 17{,}12$, ultima fiind corespunzătoare sîrmei cu latura de 2,42 mm.

Pentru fiecare dimensiune din cele trei loturi s-au făcut probe de tracțiune și probe pentru determinarea durității. Cu valorile obținute s-au trasat curbele prezentate în continuare.

Primul grup de grafice (fig. 2, 3 și 4) prezintă separat pentru fiecare lot de bare dependența proprietăților mecanice de alungirea aplicată prin laminare. S-au luat în considerare rezistența la rupere R_m, cea elastică $R_{0,2}$ alungirea

la rupere și durităţile Vickers măsurate longitudinal și transversal faţă de axul sîrmei. Graficele din figurile 2, 3, 4 pun în evidenţă următoarele fenomene :

— odată cu creșterea alungirii aplicate prin laminare, diferenţa dintre R_m și $R_{0,2}$ (sau raportul $R_m/R_{0,2}$) crește. La lotul nerecopt după forjare, $R_m/R_{0,2}$ crește mai repede decît la cel recopt ;

— diferenţa dintre duritatea măsurată longitudinal HV_l și transversal HV_t, fenomen normal pentru un material cu textură de deformare la rece, este cu atît mai mică cu cît materialul este recopt timp mai îndelungat. De asemenea, împrăștierea valorilor HV_l este mai mică la materialul recopt decît la cel nerecopt după forjare ;

— alungirea la rupere A_{100} este aproximativ aceeași pentru toate loturile, dar valorile acesteia au o împrăștiere mai mare pentru materialul recopt ;

— după anumite valori ale alungirii la laminare ($\lambda_{tot} \cong 4$), mărimile R_m, $R_{0,2}$ și HV_t tind spre o curbă exponenţială.

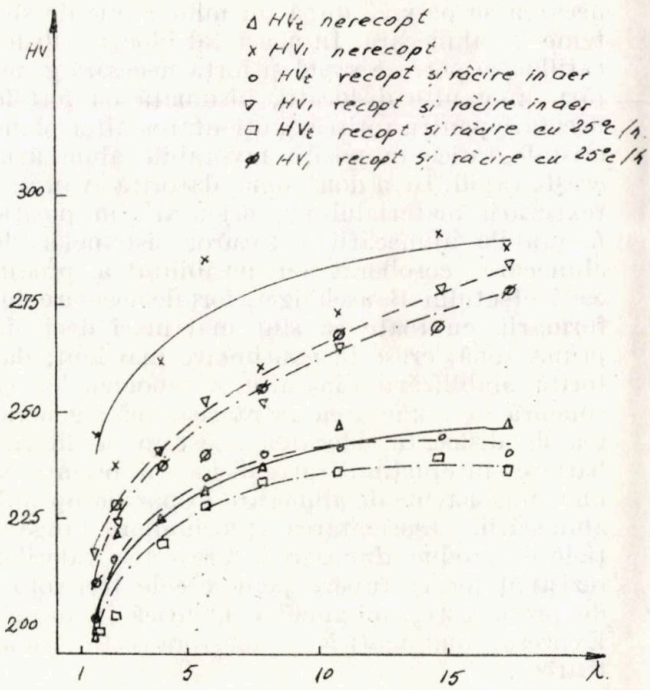


Fig. 6. Variaţia durităţilor longitudinale și transversale pentru cele trei loturi experimentale, în funcţie de alungirea la laminare

Al doilea grup de grafice prezintă centralizat variaţia rezistenţei mecanice la rupere R_m și elastice $R_{0,2}$, în funcţie de alungirea la laminare pentru toate loturile (fig. 5), a durităţilor măsurate longitudinal și transversal faţă de axul de laminare, în funcţie de aceeași λ (fig. 6), și a gradului de ecruisare la deformare plastică la rece definit astfel :

$$e_{ij} = \frac{R_{mij}^{ecruisat}}{R_{mj}^{recopt}} \quad \begin{matrix} i = 1-8 \text{ probe} \\ j = 1-3 \text{ loturi} \end{matrix}$$

tot în funcţie de λ (fig. 7).

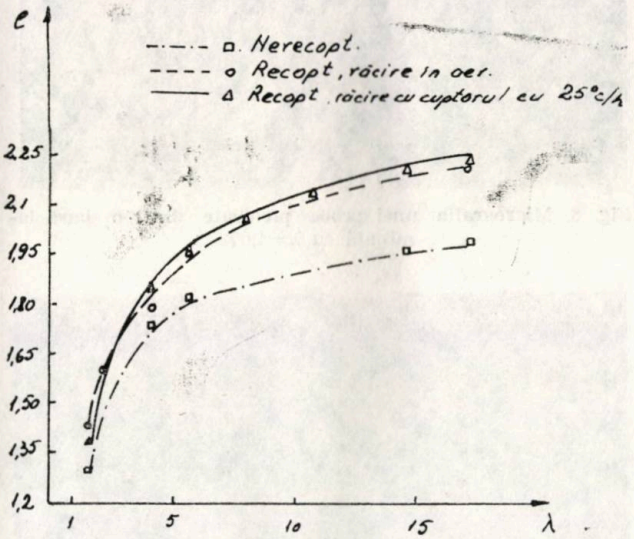


Fig. 7. Variaţia gradului de ecruisare la deformare plastică la rece, în funcţie de alungirea la laminare pentru cele trei loturi experimentale

Din analiza acestui grup de grafice se observă următoarele fenomene :

— valorile rezistenţei mecanice la rupere R_m, valorile rezistenţei elastice $R_{0,2}$ și durităţile sînt cu atît mai mici cu cît materialul a fost recopt timp mai îndelungat și se menţin astfel pentru toate alungirile aplicate ;

— gradul de ecruisare crește odată cu creșterea deformaţiei plastice la rece, după o lege care se poate aproxima cu o curbă exponenţială. Ecruisarea este mai pronunţată la materialul recopt și mai lentă pentru cel nerecopt după forjare.

Concluzii

În procesul de deformare plastică la rece a titanului s-au produs transformările de structură specifice acestui proces, și anume : alungirea și orientarea cristalelor de Ti, în direcţia întinderii sfărîmarea și dispunerea în șiruri a fazelor fragile (oxizi, nitruri). Aceste fenomene sînt ușor observate în figurile 8, 9, 10.

Fibrajul de deformare plastică la rece este cu atît mai pronunţat cu cît deformarea aplicată a fost mai mare.

Avînd în vedere diferenţele dintre durităţile măsurate longitudinal și transversal, se poate trage concluzia că în procesul de deformare anumite elemente cristalografice s-au orientat

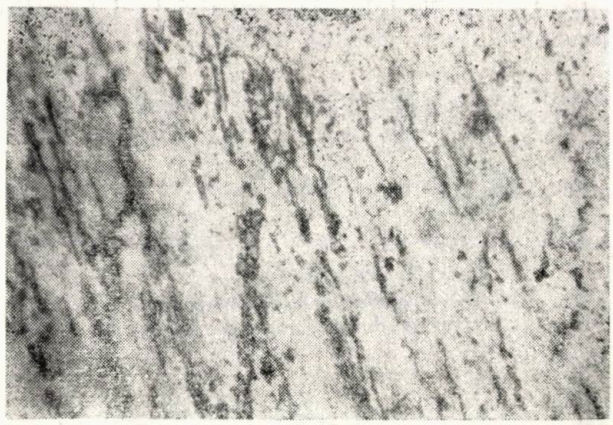


Fig. 8. Micrografia unei probe prelevate dintr-o bară laminată cu $\lambda = 4{,}07$

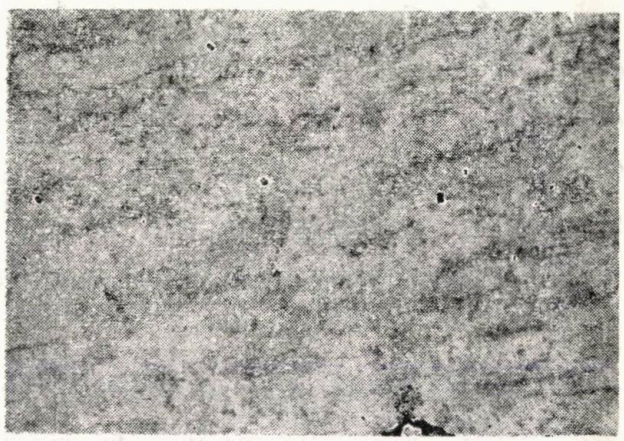


Fig. 9. Micrografia unei probe prelevate dintro bară laminată cu $\lambda = 7{,}90$

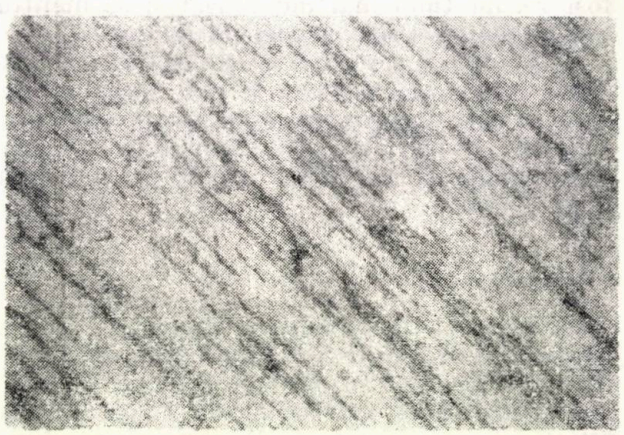


Fig. 10. Micrografia unei probe prelevate dintr-o bară laminată cu $\lambda = 17{,}12$

în raport cu direcţia de laminare, adică s-a format textura de deformare.

Textura de deformare plastică la rece nu este simplă, ci există cel puţin două plane pe care se produce alunecarea în cristalul de titan. Aceasta poate fi una din explicaţiile faptului că valorile durităţii măsurate longitudinal au o dispresie destul de mare. Într-adevăr, avînd în vedere că celula elementară hexagonal compactă a titanului are raportul c/a mai mic cu 2,9% faţă de cel ideal (1,587 faţă de 1,633), alunecarea nu se petrece prioritar pe planele bazale ca la zinc (0001), ci pe cele piramidale (0111) şi prismatice (0110), aceasta fiind energetic mai favorabilă [2], [3].

Din analiza primelor trei figuri se observă că, pentru toate cele trei loturi de probe, se poate vorbi de două zone relativ distincte ale graficelor. Prima zonă cuprinde valorile proprietăţilor mecanice la alungiri prin laminare de pînă la cca $\lambda_{tot} = 4$ şi se caracterizează printr-o creştere relativ rapidă a rezistenţei la rupere R_m şi elastice $R_{0,2}$ şi un minim al alungirii la tracţiune A_{100}. A doua zonă cuprinde valorile proprietăţilor mecanice ale alungirii de peste $\lambda_{tot} = 4$ pînă la alungirea prin laminare aplicată maximă şi se caracterizează printr-o alură foarte apropiată de cea exponenţială a R_m şi $R_{0,2}$ şi liniară cu panta $m = 0$ a alungirii la tracţiune A_{100}.

Această comportare diferită a materialului, în funcţie de deformarea la rece progresiv aplicată, se poate explica prin faptul că în prima zonă textura nu este încă formată, iar alunecarea se petrece după un număr mic de sisteme de alunecare. În acest fel blocarea dislocaţiilor se petrece rapid şi forţa necesară generării unor alte dislocaţii, însumată cu forţele necesare pentru rotirea şi orientarea altor plane cristalografice în poziţii favorabile alunecării, creşte rapid. În a doua zonă, datorită avansării texturării materialului şi orientării în poziţie favorabilă alunecării a tuturor sistemelor de alunecare, coroborat cu posibilitatea producerii efectului Bauschinger, forţele necesare deformării, cu toate că sînt mai mari decît în prima zonă, cresc în continuare mai lent, datorită stabilizării dinamice a fenomenelor ce concură la alunecarea intracristalină: generarea de dislocaţii, blocarea acestora la diferite bariere, interacţiuni între dislocaţii, orientarea unor noi sisteme de alunecare în poziţie optimă alunecării, reorientarea tensiunilor tangenţiale ce produc alunecarea. Creşterea valorilor rezistenţelor la rupere pentru cele trei loturi de probe este aproximativ identică în formă. Expresia matematică a acestora este următoarea:

$R_m^{I} = 15{,}43 \ln \lambda + 64{,}2$ pentru material nerecopt;

$R_m^{II} = 15{,}43 \ln \lambda + 60{,}2$ pentru material recopt;

$R_m^{III} = 15{,}0 \ln \lambda + 58{,}4$ pentru material recopt şi răcit lent cu 20°C/h.

Se observă că panta curbelor linearizate este practic identică, diferenţe mai substanţiale apărînd la termenul liber care determină valorile iniţiale ale rezistenţei la rupere.

Din aceste considerente se poate trage concluzia că titanul nealiat poate suporta deformări plastice la rece mari fără a distruge integritatea materialului. Acest fapt este avantajos din punct de vedere economic, deoarece se poate elimina problema unor recoaceri intermediare dese care sînt costisitoare. Cu toate acestea, la stabilirea tehnologiilor de prelucrare prin deformare plastică a produselor profilate sau plate prin laminare, trefilare sau alte procedee, va trebui efectuat un calcul economic foarte atent, deoarece prelucrarea la cald are marele avantaj că forţele de deformare sînt mult mai mici, ceea ce implică utilizarea unor instalaţii de dimensiuni mult mai reduse pentru aceeaşi deformare.

Observaţii:

Notaţiile folosite în figuri sînt:

R_m — rezistenţa la rupere, daN/mm²;

$R_{0,2}$ — limita de curgere convenţională pentru o alungire remanentă de 0,2%;

HV_1 — durităţile Vickers, măsurate longitudinal faţă de direcţia de laminare;

HV_t — duritate Vickers, măsurată transversal faţă de direcţia de laminare;

A_{100} — alungirea la rupere determinată pe lungimea de 100 m.

Toate micrografiile au ordine de mărire 1×800.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nicolski, L. A., Figlin, S. E. ş. a. *Matriţarea la cald şi extrudarea aliajelor de titan.* Moscova, Metallurghiia, 1983.

[2] Kolaciov, V. A. ş. a. *Metalurgia fizică şi tratamentul termic al metalelor şi aliajelor neferoase.* Moscova, Metallurghiia, 1981.

[3] Dieter, G. E. Jr. *Metalurgie mecanică.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1980.

[4] Nădăşan, I. *Încercări şi analize de metale.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1965.

[5] Bădescu, A. *Aspecte ale oxidării la încălzire ale aliajelor de titan.* Buletin oficial, I.P.B., p. 784.

REVISTA REVISTELOR

Iz. V.U.Z.-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 12, 1984

Entalpia formării aliajelor lichide ternare Fe—Ce—Si şi Fe—Ce—Al, p. 1 — Activitatea termodinamică şi difuziunea carbonului în ferita cu conţinut mare de crom, p. 4 — Cinetica reducerii cu oxid de carbon a Fe_2O_3 din topiturile de silicaţi, p. 6 — Influenţa concentraţiei de carbon asupra parametrului de interacţiune ε_{Mn}^{C} în topiturile pe bază de fier, p. 9 — Particularităţile cinetice ale interacţiunii peliculelor de oxizi de pe fierul Armco cu soluţiile de acid sulfuric, p. 11 — Particularităţile mecanismului de reducere şi umflare a peletelor de minereu de fier în condiţii apropiate de regimul cuptorului tubular, p. 14 — Caracteristicile gazodinamice ale încărcăturilor de aglomerare, p. 19 — Rezistenţa peletelor oxidate parţial pe zone, p. 22 — Apariţia fenomenelor de dilataţie termică şi de contracţie în cazul tratamentului termic al minereului de fier, p. 26 — Temperatura de înmuiere a aglomeratelor magneziene, p. 30 — Structura peletelor metalizate pentru producţia de oţel, p. 34 — Oxidarea băii de convertizor, p. 38 — Eficienţa acţiunii periodice superioare cu gaze inerte asupra stării băii de convertizor, p. 41 — Cercetarea proceselor de încălzire şi topire a peletelor metalizate în sistemul metal-zgură, p. 44 — Rezistenţa benzii în cazul modificării alternative a uniformităţii deformării, p. 47 — Parametrii tehnologici ai trefilării în scule cu două zone hidrodinamice de ungere, p. 50 — Calculul indicatorilor cinematici de contact la laminarea profilelor, p. 52 — Aprecierea limitelor superioare ale lucrului mecanic la prelucrarea cu presiune a metalelor, p. 56 — Trefilarea electrostimulatoare a sîrmei de oţel, p. 59 — Algoritm de calculare a stării de deformare după măsurările coordonatelor subansamblurilor reţelei curbilinii arbitrare, p. 63 — Estimarea timpului minim necesar de răcire a laminatului între caje, p. 68 — Proprietăţile fizico-mecanice şi tehnologice ale unei noi mărci de oţel pentru fabricarea ţaglelor pentru ţevile de transport al petrolului, p. 73 — Descompunerea martensitei din oţelurile R6M5 şi R6AM5 în cazul scufundării în azot lichid, p. 76 — Mecanismul influenţei modificării asupra grafitului la recoacerea fontei albe, p. 80 — Studierea proprietăţilor de etanşare a închizătoarelor de gaze de recirculare de la cuptoarele de tras, p. 83 — Cercetarea experimentală a oxidării fierului în produsele de ardere ale gazelor naturale, p. 86 — Solidificarea stratului de placare a semifabricatelor bimetalice, obţinute prin metoda încălzirii, p. 88 — Dezvoltarea sistemelor automatizate de comandă a producţiei şi cercetării, p. 92 — Controlul procesului de aglomerare cu utilizarea traductorului Holl, p. 100 — Modelarea sistemului de acţionare cu mai multe motoare electrice a cajelor laminorului continuu pentru ţagle, p. 102 — Conducerea încărcării buncărelor de primire ale maşinilor de aglomerare, p. 106 — Alegerea metodei de acces la sistemul de conducere al bazelor de date „OKA" pentru SAC „ZAKAZ", p. 109 — Determinarea coeficientului de frecare al materialelor metalurgice pulverulente în conul mare al furnalului şi alte suprafeţe de depozitare, p. 112 — Stimularea fabricării unor tipuri economice de ţevi, p. 116 — Metodica stabilirii cheltuielilor pentru încălzirea lingourilor din oţel în funcţie de ritmicitatea fluxului acestora în sistemul oţel-laminate, p. 117 — Stabilirea normativelor pentru semifabricate şi pentru producţia neterminată în secţiile de laminare ale uzinelor metalurgice, p. 123 — Probleme teoretice şi metodologice ale aprecierii nivelului de organizare a producţiei în întreprinderile metalurgice, p. 126 — Elaborarea unor procedee tehnologice de fabricaţie a pieselor din oţel acoperite cu cadmiu, p. 131 — Modificări de structură în fier în cazul transformărilor sub sarcină, în hidrogen şi argon, p. 132 — Studierea influenţei microimpurităţilor reziduale asupra rezistenţei la oboseală a oţelului 55S2, p. 133 — Posibilitatea durificării cu ultrasunete a metalului rapid depus prin sudare, p. 133 — Un dispozitiv nou de ardere a combustibilului pentru cuptoarele cu camere, p. 134 — Calcularea coeficientului unghiular metal — căptuşeală pentru încărcarea cuptoarelor adînci de încălzire, p. 135 — Modificarea componenţei dinamice a solicitărilor şi dispozitivelor de acţionare a cajelor laminorului continuu pentru semifabricate, p. 136.

Posibilități de realizare a procedeului de carburare la presiuni scăzute

Dr. ing. L. Drugă
I.C.S.I.T.P.S.C — București

CZ : 66.046.562

Carburarea folosind atmosferă endotermă ca gaz suport și adaos de hidrocarburi (CH_4, C_3H_8), fiind cel mai răspîndit procedeu de carburare, prezintă avantajul unei bogate experiențe în conducerea proceselor, în realizarea de instalații și aparatură și — în special — dă posibilitatea realizării de reglaje ale potențialului de carbon pentru majoritatea cazurilor practice, pe baza diagramelor de echilibru existente în literatura de specialitate.

Principalul dezavantaj al procedeului constă în faptul că este un mare consumator de energie și gaze tehnologice, energie care se consumă atît pentru pregătirea atmosferei endoterme în generator, cît și pentru încălzirea și menținerea cuptorului o perioadă îndelungată la temperatură.

Una dintre metodele de reducere a consumului de energie și gaze tehnologice îl reprezintă carburarea la presiuni scăzute, denumită impropriu carburarea în vid.

Avînd în vedere avantajele pe care le prezintă procedeul (renunțarea la generatoare de atmosferă controlată, reducerea cu cca 90 % și a consumului de gaze tehnologice, economisirea energiei prin realizarea de instalații de încălzire cu randament termic ridicat și prin reducerea cu 50—70 % a timpului de proces), în ultimii ani au fost inițiate cercetări privind asimilarea acestui procedeu de către diverse institute și firme de specialitate.

O parte din rezultatele obținute au fost publicate în literatura de specialitate, cîteva firme ca Hays, Degussa, Ipsen, Elterma oferind și instalații specifice acestui procedeu.

O problemă deosebit de dificilă în cazul carburării la presiuni scăzute o constituie reglarea procesului. Deoarece atmosfera utilizată nu conține CO_2 sau H_2O, rezultă că atît diagramele de echilibru stabilite pentru endogaz cu adaos de hidrocarburi, cît și aparatura de reglare existentă (aparate pentru controlul CO_2, H_2O sau sonda de oxigen) nu se mai pot utiliza.

Specialiștii în acest domeniu au propus o serie de metode pentru reglarea procedeului, fiecare dintre ele prezentînd unele limite.

Metoda reglării procesului prin analiza compoziției gazelor la evacuare (gazul metan rezidual fiind cel care reglează debitul de intrare și presiunea din cuptor) nu este suficient de precisă, deoarece la cuptorul cu pereți reci, hidrocarburile se disociază numai în spațiul de lucru, rezultînd o compoziție a gazului diferită față de zona rece și față de cea măsurată la evacuare.

O altă metodă larg utilizată în prezent o constituie controlul procesului prin reglarea presiunii gazelor în spațiul de lucru, prin utilizarea unor traductoare de presiune. Folosind acest sistem se poate realiza cu ușurință automatizarea procesului, dar metoda nu ține seamă de mărimea șarjei și de calitatea oțelului care se carburează, urmînd ca la fiecare șarjă și tip de oțel să se facă experimentări pentru stabilirea presiunii optime.

O metodă experimentată în prezent propune reglarea procesului prin sesizarea microparticulelor de negru de fum ce apar cînd există carbon în exces. Sesizarea negrului de fum se poate face prin trecerea gazului evacuat fie printr-un spot luminos, fie printr-un cîmp electrostatic sau slab radioactiv, aceasta în funcție de firmele furnizoare de aparate. Metoda fiind încă în curs de experimentare, nu se cunosc cu precizie limitele și posibilitățile sale de aplicare.

Pentru aplicarea procedeului se utilizează atît cuptoare de vid cu pereți reci, cu izolație din pîslă de grafit, cît și cuptoare cu pereți calzi, cu dublă vidare.

La cuptoarele cu pereți reci apare dezavantajul depunerii negrului de fum în zonele reci, ceea ce duce la apariția pericolului de scurtcircuitare a elementelor de încălzire. Pentru a evita acest fenomen negativ, este necesară demontarea pieselor de izolație (ceramice) după cca 8—10 șarje și arderea lor în vederea îndepărtării negrului de fum.

În scopul realizării unei mișcări a gazelor în spațiul de lucru au fost propuse diferite metode, printre care se amintesc :

— utilizarea de agitatoare, confecționate din elemente de grafit, rezistente la temperaturi ridicate ;

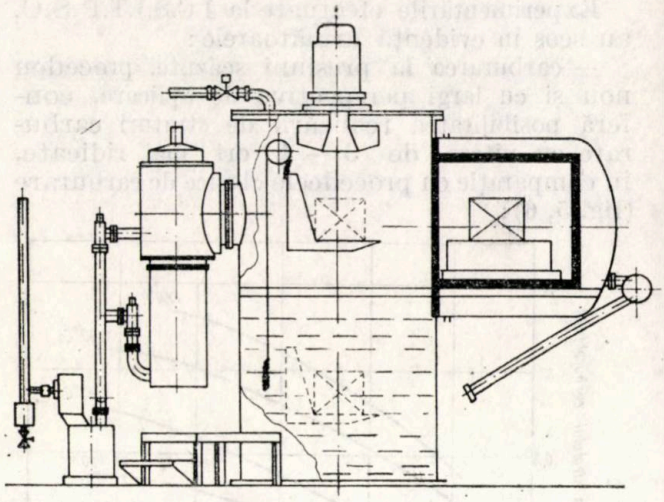


Fig. 1. Schema de principiu a instalației de vid cu pereți reci

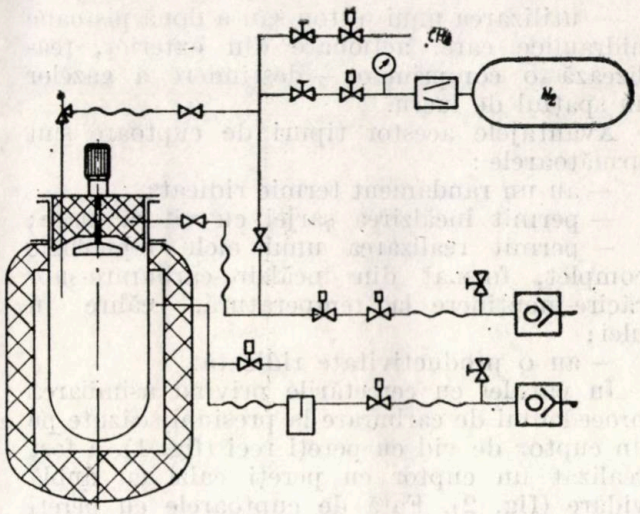


Fig. 2. Schema de principiu a instalației de vid cu pereți calzi

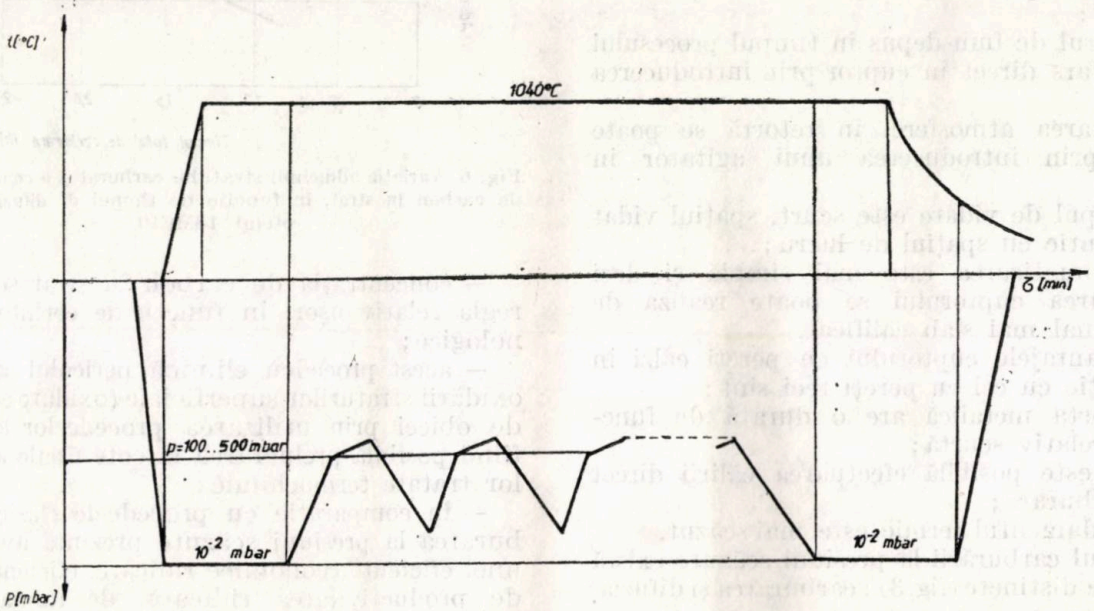


Fig. 3. Diagrama de lucru pentru carburare la presiuni scăzute

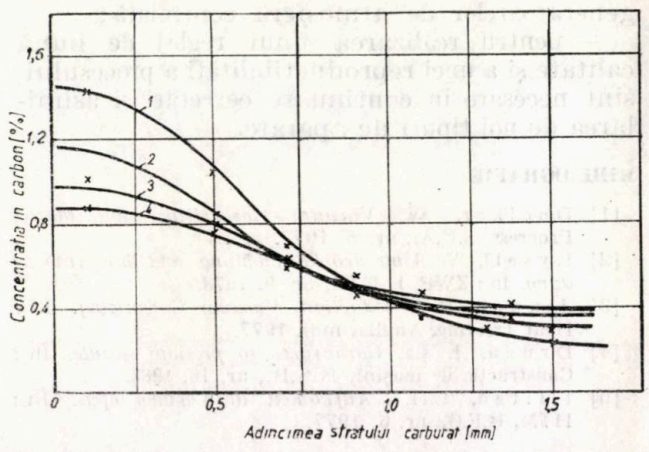


Fig. 4. Variația adîncimii stratului carburat în funcție de temperatura de lucru și de timpul de carburare pentru oțelul 13CN35:
1 — fără difuzie; *2* — difuzie, 30 min; *3* — difuzie, 60 min; *4* — difuzie, 90 min

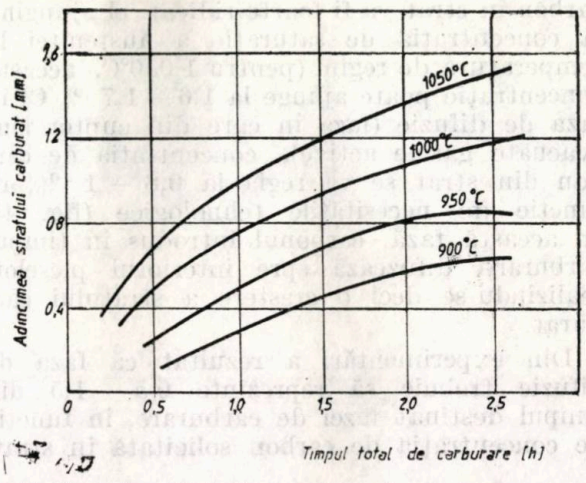


Fig. 5. Variația adîncimii stratului carburat în funcție de temperatura de lucru și de timpul de carburare pentru oțelul 13CN35

— utilizarea unui piston sau a două pistoane hidraulice care, acționate din exterior, realizează o comprimare — destindere a gazelor în spațiul de lucru.

Avantajele acestor tipuri de cuptoare sînt următoarele :

— au un randament termic ridicat ;

— permit încălzirea șarjei cu viteză mare ;

— permit realizarea unui ciclu tehnologic complet, format din încălzire-carburare-subrăcire-menținere la temperatură, călire în ulei ;

— au o productivitate ridicată.

În paralel cu cercetările privind asimilarea procedeului de carburare la presiuni scăzute pe un cuptor de vid cu pereți reci (fig. 1), a fost realizat un cuptor cu pereți calzi cu dublă vidare (fig. 2). Față de cuptoarele cu pereți reci, acest tip de cuptor prezintă următoarele avantaje :

— negrul de fum depus în timpul procesului poate fi ars direct în cuptor prin introducerea de aer ;

— agitarea atmosferei în retortă se poate realiza prin introducerea unui agitator în capac ;

— timpul de vidare este scurt, spațiul vidat fiind identic cu spațiul de lucru ;

— automatizarea este mai simplă și deci manipularea cuptorului se poate realiza de un personal mai slab calificat.

Dezavantajele cuptorului cu pereți calzi în comparație cu cel cu pereți reci sînt :

— retorta metalică are o durată de funcționare relativ scurtă ;

— nu este posibilă efectuarea călirii direct după carburare ;

— randamentul termic este mai scăzut.

În cazul carburării la presiuni scăzute există două faze distincte (fig. 3) : carburarea și difuzia.

Dacă în faza de carburare conținutul de carbon în strat va fi foarte ridicat, el ajungînd la concentrația de saturație a austenitei la temperatura de regim (pentru 1 050°C, această concentrație poate ajunge la 1,6 — 1,7 % C) în faza de difuzie (faza în care din cuptor sînt evacuate gazele active), concentrația de carbon din strat se va regla la 0,8 — 1 %, în funcție de necesitățile tehnologice (fig. 4). În această fază, carbonul introdus în timpul carburării difuzează spre interiorul pieselor, realizîndu-se deci o creștere a stratului carburat.

Din experimentări a rezultat că faza de difuzie trebuie să reprezinte 0,5 — 1,5 din timpul destinat fazei de carburare, în funcție de concentrația de carbon solicitată în strat.

Experimentările efectuate la I.C.S.I.T.P.S.C. au scos în evidență următoarele :

— carburarea la presiuni scăzute, procedeu nou și cu largi perspective de aplicare, conferă posibilitatea realizării de straturi carburate cu viteze de 3 — 4 ori mai ridicate, în comparație cu procedeele clasice de carburare (fig. 5, 6) ;

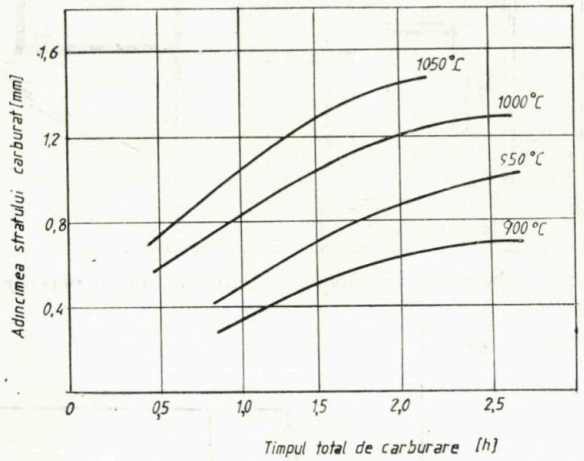


Fig. 6. Variația adîncimii stratului carburat și a concentrației de carbon în strat, în funcție de timpul de difuzie pentru oțelul 18MC10

— concentrația de carbon în strat se poate regla relativ ușor, în funcție de cerințele tehnologice ;

— acest procedeu elimină pericolul apariției oxidării straturilor superficiale (oxidare ce apare de obicei prin utilizarea procedeelor clasice), fiind posibilă prelucrarea la cote finale a pieselor tratate termochimic ;

— în comparație cu procedeele clasice, carburarea la presiuni scăzute prezintă avantajul unei eficiențe economice ridicate, eficiență dată de productivitatea ridicată, de randamentul termic ridicat al instalațiilor, de consumul redus de gaze tehnologice și de eliminarea generatoarelor de atmosferă controlată ;

— pentru realizarea unui reglaj de bună calitate și a unei reproductibilități a procesului, sînt necesare în continuare cercetări și asimilarea de noi tipuri de aparate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Doelker, W. *Vacuum Carburizing.* În : Metal Progress, S.U.A., nr. 5, 1977.

[2] Eysell, V. *Unterdruckaufkohlung und ihre Anwendung.* În : ZWF, R.F.G., nr. 9, 1978.

[3] Jindol, P. *Production Vacuum Carburizing.* În : Heat Treating, Anglia, mai, 1977.

[4] Drugă, I. ș.a. *Carburarea la presiuni scăzute.* În : Construcția de mașini, R.S.R., nr. 10, 1983.

[5] Luiten, C.H. *Aufkohlen in Vakuum öfen.* În : HTM, R.F.G., nr. 6, 1977.

Conf. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice — București
Ing. T. Niculescu

Instalații moderne de retopire a metalelor cu fascicul (jet) de electroni (II)

CZ : 621.365.9

Tipuri de instalații de retopire cu fascicul de electroni. În stadiul actual, pe plan mondial, s-au realizat instalații de mare capacitate, în general multifuncționale, pentru retopirea și turnarea de lingouri și piese din metale și aliaje greu fuzibile (W, Mo, V, Nb, Ta), titan, zirconiu și aliajele acestor metale, superaliaje cu bază nichel (tip Nimonic, Nimocast, Udimet ș.a.) sau cobalt (Haynes, HS—21, stelit, celsit ș.a.), precum și unele oțeluri speciale, de exemplu oțeluri anticorosive și refractare.

În figura 1 se prezintă vederea de ansamblu a instalației de retopire cu fascicul de electroni ES/1/3/60, fabricație Leybold—Heraeus, care este o instalație de mică capacitate (pilot),

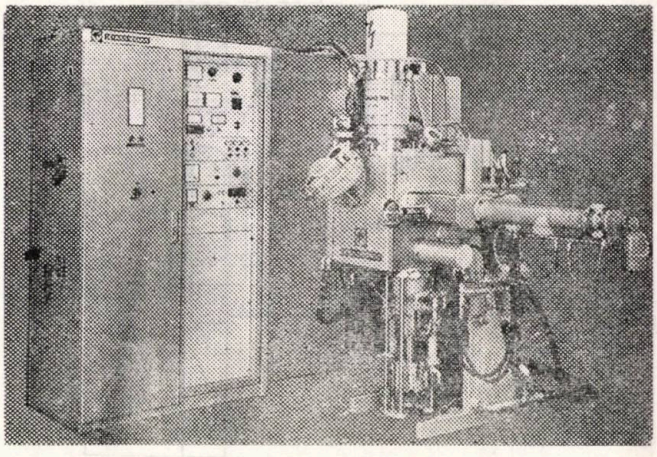


Fig. 1. Vedere de ansamblu a instalației pilot ES 1/30/60, Leybold-Heraeus [11]

cu multiple funcțiuni (fig. 2). Cu ajutorul instalației se pot realiza următoarele categorii de operații :

—Topirea barelor cu alimentare orizontală sau verticală și tragerea continuă a lingourilor.

—Topirea de materiale granulare și tragerea continuă a lingourilor. Operația se aplică cînd materialul supus retopirii îndeplinește condițiile de puritate solicitate, dar este dificil de compactizat sub formă de bare, în vederea retopirii. Procedeul este aplicat, în mod frecvent, pentru a obține lingouri din materiale granulare sau din deșeuri, care sînt apoi prelucrate prin forjare, folosite pentru turnarea de precizie sau transformate în pulberi metalice (în instalații de atomizare în jet de argon), cu fascicul de electroni sau RAV). Această operație nu este recomandată cînd materialul retopit are conținuturi depășite de gaze, substanțe volatile și gaze, situație în care, datorită degajării intense de gaze, se produce fierberea metalului lichid din cristalizor, rezultînd lingouri cu defecte.

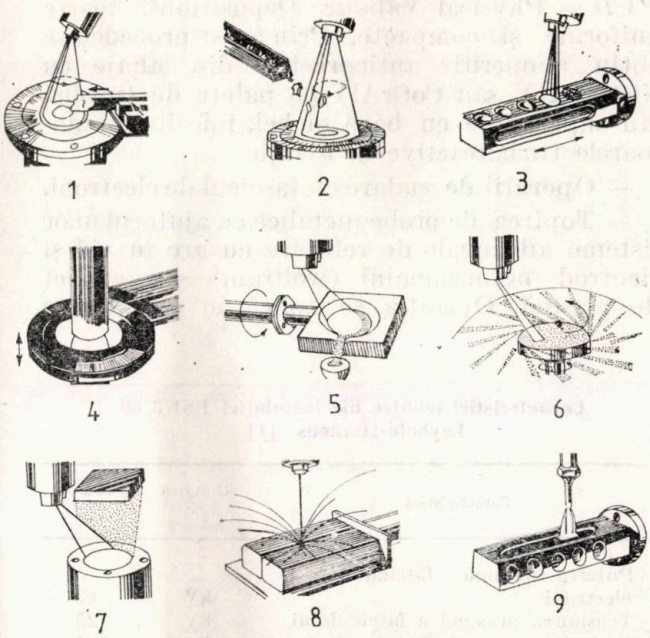


Fig. 2. Operații efectuate la instalația ES 1/3/60 [11] : *1* — topirea de bare alimentate orizontal ; *2* — topirea de materiale granulare ; *3* — topirea de probe în creuzete din cupru cu răcire ; *4* — topirea zonală ; *5* — topire și turnare de precizie ; *6* — obținerea de pulberi metalice ; *7* — acoperiri metalice prin evaporare ; *8* — sudare cu fascicul de electroni ; *9* — topirea de probe cu arc în vid sau cu plasmă, cu electrod neconsumabil

—Obținerea de probe metalice pentru analize în creuzete din cupru răcite în interior cu apă. Probele obținute pot fi supuse ulterior rafinării prin topire zonală.

—Purificarea foarte avansată și obținerea de monocristale prin topire zonală.

—Turnarea de precizie a pieselor metalice, cu solidificare echiaxială sau direcțională (dirijată), în forme ceramice, metalice sau din grafit (oțeluri anticorosive și refractare, superaliaje

cu bază de nichel sau cobalt, aliaje de titan, zirconiu ş.a.). În cazul titanului, al aliajelor de titan sau al altor metale reactive, metalul lichid rezultat din topirea electrodului consumabil se acumulează într-un creuzet din cupru, răcit în interior cu apă în care se formează treptat o crustă de metal solidificat (Skull melting). Din creuzet, metalul lichid este evacuat în formă, prin bascularea creuzetului.

— Obţinerea de pulberi metalice de formă sferoidală sau neregulată din metale şi aliaje cu temperaturi de topire pînă la 2 400°C, prin procedeul centrifugal pe disc (creuzet) rotativ.

— Acoperiri metalice prin evaporare (procedeul *PVD* = Physical Vapour Deposition), foarte uniforme şi compacte. Prin acest procedeu se obţin acoperiri anticorosive din aliaje cu NiCoCrAlY sau CoCrAlY pe palete de turbină din superaliaje cu bază nichel, folosite în motoarele turboreactive în aviaţie.

— Operaţii de sudare cu fascicul de electroni.

— Topirea de probe metalice cu ajutorul unor sisteme adiţionale de retopire cu arc în vid şi electrod neconsumabil (wolfram) sau cu jet de plasmă. Operaţia se aplică în cazul unor

Tabelul 1

Caracteristici tehnice ale instalaţiei ES1/3/60 Leybold-Heraeus [1]

Caracteristica	Unitatea de măsură	Valoarea
— Puterea maximă a fasciculului de electroni	kW	60
— Tensiunea maximă a fasciculului	kV	25
— Intensitatea maximă a fasciculului	A	2,4
— Puterea necesară a instalaţiei de retopire	kVA	15
— Puterea instalată a sursei de alimentare	kVA	70
— Puterea totală instalată	kVA	85
— Pompe de vid		
— pompă mecanică D 60 A, debit la $1000-10^{-2}$ mbar	m^3/h	60
— pompă de difuzie, DI 3000, debit la $10^{-3}-10^{-5}$ mbar	l/s	3000
— pompă de difuzie L 400, debit la $10^{-3}-10^{-5}$ mbar	l/s	400
— Apă de răcire		
— debit	l/min	120
— presiune	bar	2,5—3
— temperatura maximă la intrare	°C	25
— Greutatea totală a instalaţiei	t	3,5

* Semnificaţia elementelor simbolului: *ES* — fascicul de electroni; *1*—seria instalaţiei; *3*—debitul pompei de difuzie (3000 l/s); 60 — puterea maximă a fasciculului de electroni

aliaje care conţin elemente cu tensiune mare de vapori şi care prin topire cu fascicul de electroni prezintă pierderi mari prin volatilizare. Toate operaţiile se realizează în vid ($10^{-4}-10^{-3}$ mbar), sistemul de vidare a recipientului de lucru al instalaţiei fiind alcătuit dintr-o pompă de vid preliminar D 60 A şi două pompe de difuzie DI3000 şi L400, de fabricaţie Leybold-Heraeus. Instalaţia este deservită de un tun de electroni de 60 kW, care lucrează la tensiunea de accelerare de 30 kV şi care este vidat de o pompă turbomoleculară de 360 l/s. Instalaţia este conectată la o sursă electrică de curent continuu, alcătuită dintr-un grup de redresori cu siliciu. In tabelul 1 sînt indicate caracteristicile tehnice ale instalaţiei ES1/3/60.

În figura 3 se prezintă schema de principiu a operaţiei de retopire cu alimentare verticală şi tragere continuă a lingoului. Electrodul consumabil *1* este retopit cu ajutorul fasciculului de electroni, produs de tunul *2*, pe

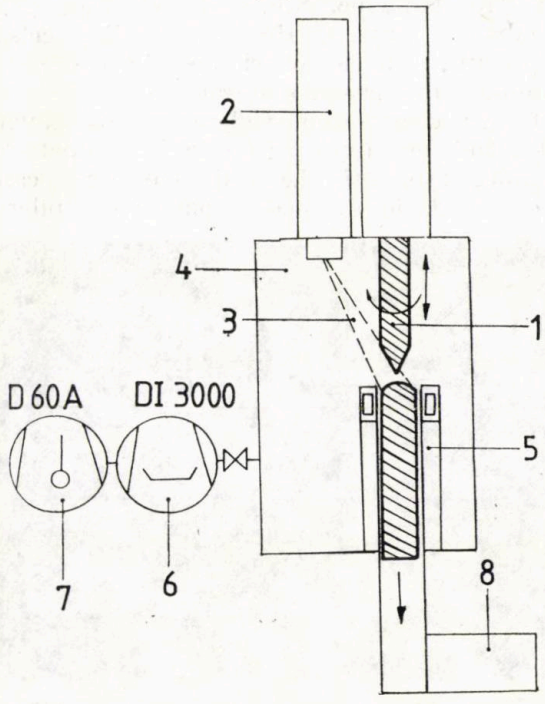


Fig. 3. Sistemul RJE cu alimentare şi tragere verticală [6]: *1* — electrod consumabil; *2* — tun de electroni; *3* — fascicul de electroni; *4* — recipient de vid; *5* — cristalizor; *6* — pompă de difuzie; *7* — pompă rotativă de vid preliminar; *8* — mecanism de tragere

măsură ce descrie avansul de coborîre. Pentru a asigura topirea circulară a electrodului, acesta are o mişcare de rotaţie. Ca urmare a acestei mişcări şi acţiunii fasciculului de electroni, extremitatea electrodului capătă o formă conică. Pe măsura solidificării în cristalizorul *5*,lingoul este extras prin tragere verticală. Sistemul de retopire cu alimentarea orizontală a barei este prezentat în figura 4. În instalaţie se utilizează cristalizoare de cupru răcite cu apă cu diametre de 30—100 mm, prevăzute cu plăci de bază retractabile. Instalaţia este echipată

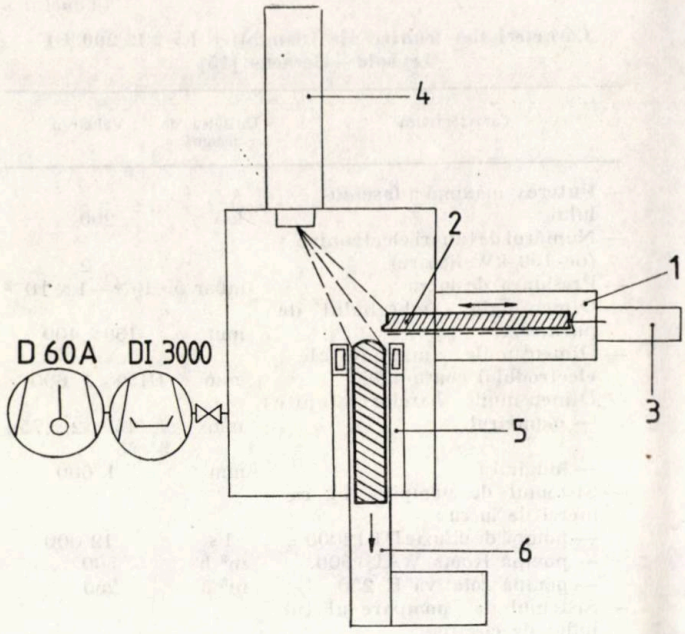


Fig. 4. Sistemul RJE cu alimentare orizontală și tragere verticală a lingoului [6] :

1 — magazie de alimentare ; *2* — bara de retopit ; *3* — mecanismul de avans al barei ; *4* — tun de electroni ; *5* — cristalizor ; *6* — dispozitiv de tragere

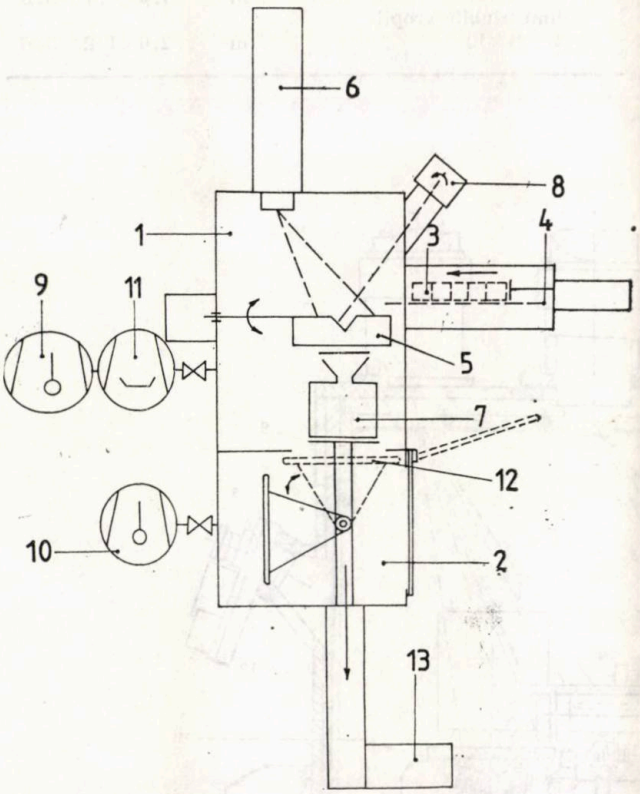


Fig. 5. Echipamentul de turnare cu solidificare echiaxială al instalației ES1/3/30 [6] :

1 — cameră de topire-turnare ; *2* — cameră de încărcare ; *3* — bară de material de retopit ; *4* — magazie de alimentare ; *5* — creuzet basculant ; *6* — tun de electroni ; *7* — forma de turnare ; *8* — pirometru de radiație totală ; *9* și *10* — pompă mecanică de vid preliminar ; *11* — pompă de difuzie ; *12* — supapă electropneumatică rabatabilă ; *13* — mecanism de deplasare pe verticală a formei

cu dispozitive opționale pentru turnarea statică și centrifugală, precum și pentru turnarea de precizie cu solidificare echiaxială și dirijată a pieselor din oțeluri speciale și superaliaje cu bază nichel sau cobalt. În figura 5 se prezintă schema de principiu a echipamentului de turnare cu solidificare echiaxială. Sistemul dispune, în acest caz, de două camere suprapuse : camera de topire și turnare *1* și camera de încărcare în instalație a formei de turnare *2*. Materialul de retopit sub formă de bare *3*, avînd greutatea egală cu cea a piesei (ciorchinelui)turnate, este alimentat lateral din magazia de bare *4* în creuzetul *5*, în care are loc topirea sub acțiunea jetului de electroni produs de tunul *6*. Metalul topit este apoi turnat în forma ceramică *7*, ridicată în prealabil, din camera de încărcare în camera de topire. După turnare, forma este retrasă în camera de încărcare, după care este extrasă din cameră, urmînd un nou ciclu de topire-turnare. Controlul temperaturii băii metalice se realizează cu ajutorul unui pirometru de radiație totală *8*. Cele două camere de lucru sînt despărțite prin intermediul unei supape electropneumatice, prin deschiderea căreia forma de turnare se poate deplasa pe verticală din poziția de încărcare în cea de turnare și înapoi.

În figura 6 se prezintă schema de principiu a echipamentului de turnare cu solidificare dirijată, care este identic cu cel precedent, cu deosebirea că forma de turnare este introdusă într-un dispozitiv de încălzire inductivă cu susceptor de grafit, cu care se aduce în poziția de turnare. După turnare, forma este retrasă în camera inferioară, cu o viteză determinată (15—600 mm/h), ceea ce asigură ca solidificarea să aibă loc în mod dirijat în sensul tragerii, cu dezvoltarea unor cristale orientate longitudinal, cu caracteristici mecanice deosebite. Solidificarea dirijată este aplicată în cazul unor piese cu solicitare ridicată, de exemplu la turnarea paletelor de turbină în industria de motoare turboreactive pentru aviație, supuse la solicitări dinamice și de fluaj, foarte intense. Cu ajutorul sistemului de încălzire, formele de turnare se încălzesc pînă la 1 600°C. Înainte de a fi introdusă în camera de încărcare a instalației, forma de turnare este preîncălzită într-un cuptor la circa 1 100°C.

O instalație RJE cu performanțe deosebite este și instalația industrială ES 2/12/200 CF, realizată de firma Leybold-Heraeus, destinată obținerii de lingouri din oțeluri speciale, superaliaje cu bază nichel, aliaje de titan și zirconiu, cu diametre de 65—500 mm și lungimi de 1 600—3 000 mm, precum și de piese turnate de precizie din aceleași aliaje. Instalația servește, de asemenea, și la producerea de piese tubulare și de sleburi. În tabelul 2 sînt prezentate caracteristicile tehnice ale instalației.

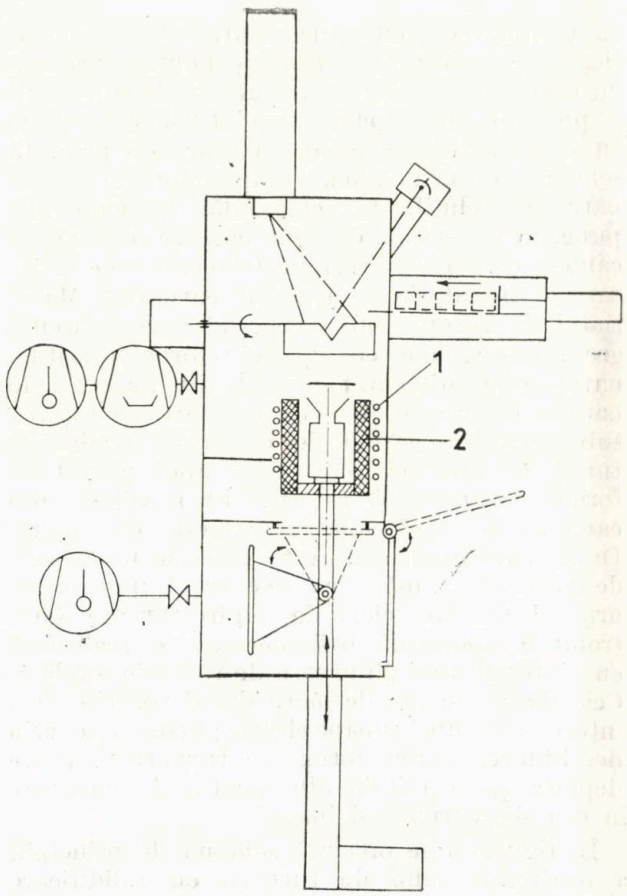


Fig. 6. Echipamentul de turnare cu solidificare dirijată al instalației ES 1/3/60 [6] :
1 — inductor ; *2* — susceptor de grafit

Tabelul 2

Caracteristici tehnice ale instalației ES 2/12/200 CF Leybold—Heraeus [15]

Caracteristica	Unitatea de măsură	Valoarea
— Puterea maximă a fasciculului	kW	200
— Numărul de tunuri electronice (de 150 kW fiecare)		2
— Presiunea de lucru	mbar	$5\times10^{-5}-1\times10^{-2}$
— Dimensiunile jgheabului de purificare	mm	150×400
— Dimensiunile maxime ale electrodului consumabil	mm	$\varnothing150\times1\ 600$
— Dimensiunile barelor retopite :		
— diametrul	mm	1×150 ; 2×75 ; 3×65
— lungimea	mm	1 600
— Sistemul de pompare al camerei de lucru :		
— pompă de difuzie DI 12000	l/s	12 000
— pompă Roots WAU 500	m^3/h	500
— pompă rotativă E 250	m^3/h	250
— Sistemul de pompare al tunului de electroni		
— 2 pompe turbomoleculare	l/s	2×360
— pompă rotativă D 60 A	m^3/h	60
— Debitul apei de răcire	l/min	550
— Spațiul necesar :		
— dimensiunile halei ($L\times B\times H$)	m	$7,5\times6,7\times5,5$
— dimensiunile gropii ($L\times B\times h$)	m	$2,0\times1,2\times3,6$

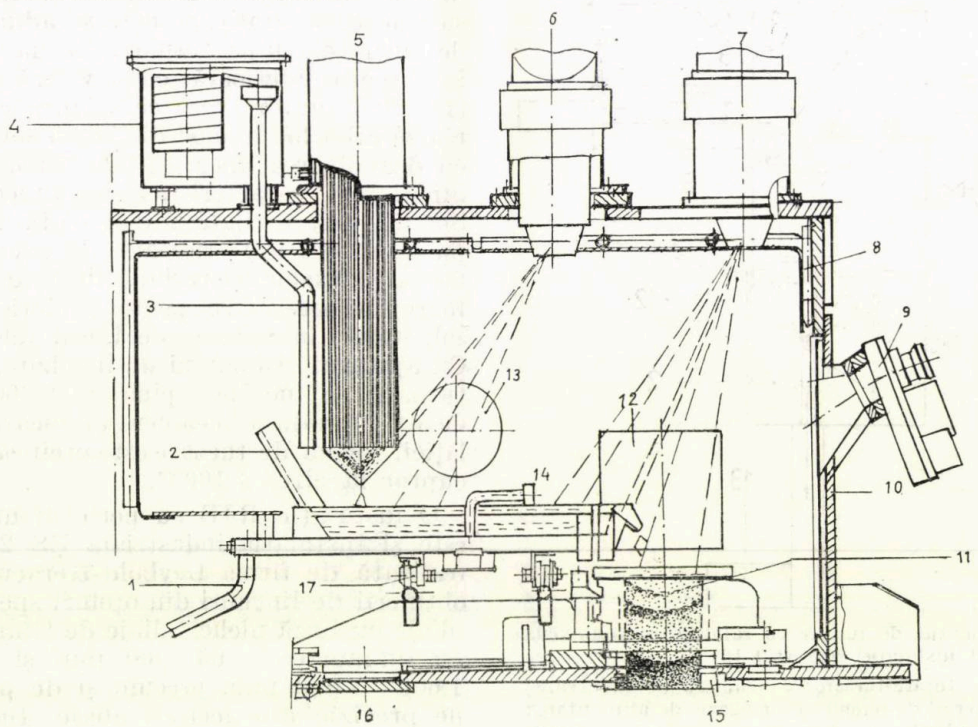


Fig. 7. Schema de principiu a instalației ES 2/12/200 CF, cu sistemul de turnare a lingourilor, Leybold-Heraeus [15] :
1 — conductă de alimentare a apei de răcire ; *2* — jgheab de protecție ; *3* — pîlnie de alimentare a materialului granular ; *4* — dozator ; *5* — instalație de reglare a electrodului ; *6* și *7* — tunuri de electroni (150 kW la 30 kV) ; *8* — placă groasă de cupru, răcită cu apă ; *9* — vizor stroboscopic ; *10* — ușă frontală ; *11* — cristalizor de cupru răcit cu apă ; *12* — zona de prelevare a probelor din cristalizor ; *13* — zona de prelevare a probelor din pîlnia de turnare ; *14* — barieră mecanică (opritor) ; *15* — flanșă de racordare a dispozitivului de retragere a blocului retopit ; *16* — ușă pentru încărcarea electrozilor ; *17* — cărucior de translație a pîlniei de turnare

În figura 7 se prezintă schema de principiu a instalației ES 2/12/200 CF, cu sistemul pentru turnarea lingourilor alcătuit dintr-o pîlnie de turnare, prevăzut cu un opritor *14* pentru reținerea zgurei și incluziunilor nemetalice și cristalizorul din cupru *11*, în care are loc solidificarea lingoului. Sistemul este dotat cu tunurile de electroni *6* și *7*, primul pentru topirea electrodului consumabil *5* și menținerea temperaturii băii metalice din pîlnia de turnare, iar cel de al doilea acționează asupra jgheabului de turnare și metalului lichid din cristalizor. Reținerea incluziunilor nemetalice se realizează în pîlnia de turnare atît mecanic, cu ajutorul opritorului de zgură, cît și prin crearea unei bariere electrotermice, prin intermediul tunului *7*. Instalația este echipată cu un dozator pentru materiale granulare, pentru compensarea pierderilor prin volatilizare. Pîlnia de turnare este așezată pe un cărucior de translație *17*, cu care se poate deplasa din poziția de lucru.

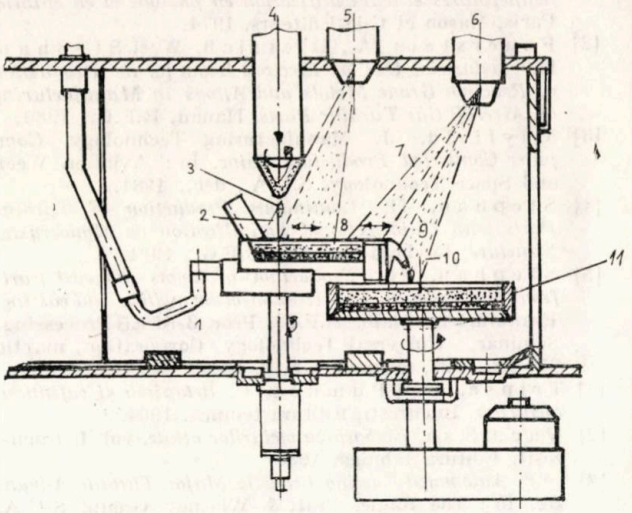


Fig. 8. Sistemul de turnare centrifugală al instalației ES 2/12/200 CF [15]

1 — dispozitiv de înclinare (+ 30°) ; *2* — fascicul pentru încălzirea suprafeței băii metalice ; *3* — fascicul de topire ; *4* — electrod consumabil ; *5* și *6* — tunuri de electroni ; *7* — fascicul pentru formarea barierei electrotermice ; *8* — barieră electrotermică ; *9* — fascicul pentru încălzirea jgheabului de turnare ; *10* — fascicul de încălzire a băii metalice din cochilă ; *11* — cochilă

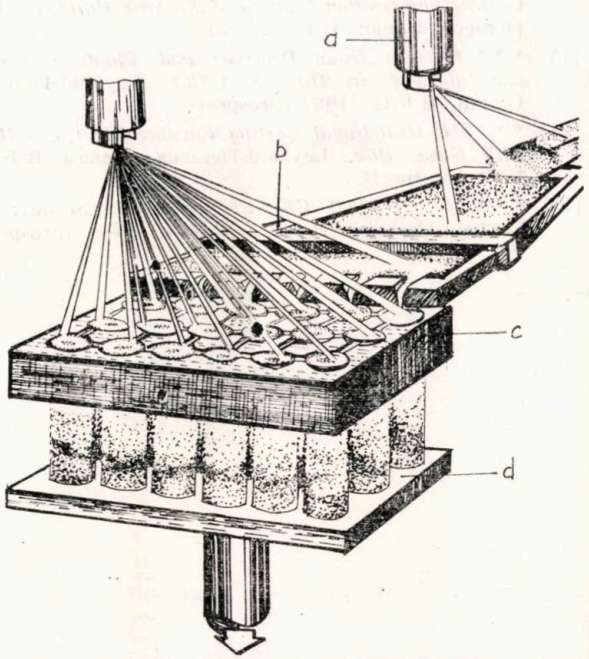


Fig. 9. Sistemul de turnare simultană a 18 bare retopite la instalația ES 2/12/200 CF [15] :

a) — fascicul de electroni programat pentru topirea barei de material de pornire ; *b*) — pîlnie (distribuitor) din cupru, răcit cu apă și prevăzut cu barieră mecanică ; *c*) — creuzet cu 18 cuiburi de solidificare ; *d*) — dispozitiv de tragere verticală

Figura 8 prezintă o adaptare la instalație a dispozitivului de turnare centrifugală, prevăzut cu o cochilă cu diametrul de 500 mm și înălțimea de 130 mm.

În figura 9 este prezentat sistemul de obținere simultană a 18 blocuri retopite, avînd diametrul de 65 sau 75 mm și lungimea de 1 600 mm, prin folosirea celor două tunuri de electroni ale instalației și a unui dispozitiv de tragere pe verticală. Pentru obținerea blocurilor cu Ø 800 mm și lungimea de 3 000 mm, cu granulație fină, se utilizează sistemul din figura 10, alcătuit dintr-un cristalizor cilin-

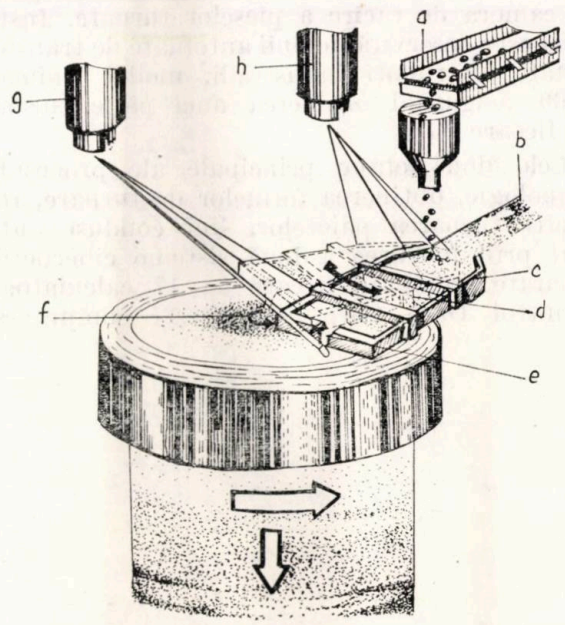


Fig.10. Sistemul de turnare a blocurilor cu granulație fină cu Ø 500 mm și lungimea de 3 000 mm [15] :

a) — dispozitiv de alimentare cu material granular (Al, Ti, Nb, Zr) ; *b*) — alimentare cu bare de aliaj topite în cuptoare de inducție în vid sau alice compactizate la instalația cu fascicul de electroni ; *c*) — distribuitor din cupru,răcit în interior cu apă, cu 2 bariere mecanice pentru zgură ; *d*) —zonă de reacție pentru decantarea incluziunilor nemetalice ; *e*) — jgheab de turnare ; *f*) — zonă de solidificare ; *g*) — tun pentru poziționarea barierei electrotermice și încălzirea zonei de turnare ; *h*) — tun pentru topire, încălzirea și omogenizarea temperaturii băii metalice din distribuitor

dric, care, în timpul turnării, descrie două mișcări, una de rotație și alta de avans pe verticală. Alimentarea cu metal lichid a cristalizorului se realizează prin intermediul unui distribuitor care descrie un avans radial, sincronizată cu vitezele de turnare și de solidificare. Sistemul permite realizarea unei viteze de topire de 500 kg/h, cu obținerea unor blocuri cu uniformitate și finețe de grăunte, lipsite de microsegregații și cu porozitate minimă.

Instalația ES 2/12/200 CF este echipată cu un microprocesor, care asigură comanda automată a instalației.

Instalațiile de retopire cu fascicul de electroni sînt în prezent integrate în linii tehnologice de mare complexitate și complet automatizate pentru obținerea de piese turnate de precizie, cu caracteristici fizico-mecanice deosebite și cu productivități foarte înalte. O astfel de instalație funcționează în localitatea Middletown — Connecticut (S.U.A.), în cadrul companiei Pratt and Whitney, pentru producerea de palete de turbină pentru aviație, folosind tehnica de turnare cu modele de ceară. Instalația este alcătuită din modulele : *a*) confecționare și preîncălzire a formelor de turnare în cuptoare electrice ; *b*) instalația de retopire cu fascicul de electroni, cu solidificare unidirecțională și formare de monocristale ; *c*) camera de solidificare dirijată ; *d*) camera de răcire a pieselor turnate. Instalația este deservită de linii automate de transfer, dotate cu roboți industriali, model Unimate 2000, asigurînd obținerea unei piese turnate la fiecare 90 s.

Cele două etape principale ale procesului tehnologic, obținerea formelor de turnare, respectiv turnarea paletelor, sînt conduse automat prin folosirea a două sisteme cibernetice separate, echipate fiecare cu 17 calculatoare (Control Data Corp. System—17 computers), cu ajutorul cărora se realizează culegerea și prelucrarea datelor de pe întregul flux tehnologic, avînd ca obiectiv principal controlul calității produselor [3], [8], [10].

BIBLIOGRAFIE

[1] Chaudron, D. și Trombe, C. *Les hautes températures et leurs utilisation en phsique et en chimie.* Paris, Mason et C-ie Editeurs, 1974.

[2] Feuerstein, A., Dietrich, W. și Stephan, H. *Industrial Use of Electron Beam for the Production of Reaction Grade Metals and Alloys in Manufacturing of Aircraft Gas Turbine Parts.* Hanau, R.F.G., 1980.

[3] Mayfield, J. Manufacturing Technology. *Computer-Controlled Production Gains.* În : Aviation Week and Space Technology, S.U.A., dec., 1981.

[4] Stephan, H. *Continuous Production of Turbine Parts with Unidirectional Solidification or Monocrystal Structure.* Leybold-Heraeus, R.F.G., 1981.

[5] Stephan, H. *Production of ingots and cast parts from reactive metals by electron beam melting and casting.* Frankfurt an Main, R.F.G., Proc. 3-rd EB Processing. Seminar, Universal Technology Corporation, martie 25—28, 1974, sesiunea 1 b, p. 1—69.

[6] Tripșa, I. și Pumnea, C. *Retopirea și rafinarea oțelurilor.* București, Editura tehnică, 1964.

[7] Vacu, S. ș.a. *Elaborarea oțelurilor aliate,* vol. I. București, Editura tehnică, 1980.

[8].* * * *Automated Casting Leads to Major Turbine Advances.* În : The Eagle, Pratt & Whitney Group, S.U.A, oct., 1979.

[9] * * * Balzers — Vacuum Components. Balzers, Lichtenstein, 1983—1985 (catalog).

[10] * * * *Consistency Primary Goal in Computerized Facility.* În : Aviation Week and Space Technology, S.U.A., dec. 3, 1979.

[11] * * * *Electron Beam Melting Furnace ES 1/3/60.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1982 (prospect).

[12] * * * *Electron Beam Melting Plant 1/3/60 for Precision Casting and Overlay Coating of Turbine Parts.* Leybold Heraeus, Hanau, R.F.G., 1981.

[13] * * * *Electron Beam Processes and Plants Developed and Improved in the ES 1/3/60.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1984 (prospect).

[14] * * * *EB Centrifugal Casting Furnace ES 1/3/10 HSK with Glove Box.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1982 (prospect).

[15] * * * *ES 2/12/200 CF Elektronenstrahl Schmelzofen.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1984 (prospect).

Iz. VUZ — Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 2, 1985

Cercetarea dependenței de temperatură a vitezei de creștere a peliculei de oxizi pe tantal, prin metoda indicației de interferență, p. 1 — Densitatea și tensiunea superficială a topiturilor de zgură din sistemul CaF_2 — SiO_2 — oxizii elementelor de pămînturi rare, p. 4 — Dependența de concentrație a proprietăților fizico-chimice ale sistemelor ternare, p. 7 — Determinarea experimentală a repartiției raționale a sarcinilor pe secțiunea furnalului, p. 10 — Reducerea aglomeratului după prelucrarea mecanică intensivă la cald, p. 13 — Particularitățile procedeului de aglomerare a minereurilor de fier în diferite medii de gaze, p. 16 — Cercetarea coborîrii materialului pulverulent prin orificiul de evacuare, care modelează zona de ardere dinaintea gurilor de vînt, p. 19 — Influența regimurilor de prăjire asupra modificărilor de volum ale peletelor autofondante, p. 21 — Influența acțiunii dinamice exterioare asupra calității semifabricatului turnat continuu, în special din oțel necalmat, p. 24 — Alegerea unei game optime de frecvență pentru înregistrarea nivelului zgomotului la elaborarea în convertizorul cu oxigen, p. 26— Influența regimului de dezoxidare și de insuflare cu gaze inerte în oală asupra conținutului de incluziuni nemetalice în oțelul 11OG13L, p. 29 — Depunerea unui mediu viscos și plastic între două plăci rigide la frecare, p. 33 — Rezistența la fisurare a oțelurilor pentru șine călite în volum, p. 37 — Analiza stării de tensiune la tragerea barelor rotunde, p. 41 — Stabilirea criteriilor superioare ale capacității la prelucrarea metalelor cu presiune (II), p. 45 — Devierea transversală a benzilor la laminare, p. 48 — Modelul matematic al procesului de transformare a acțiunii de deformare plastică în energie termică la laminare, p. 51 — Modelul matematic și programul de calcul al calibrărilor cilindrilor pentru laminarea oțelurilor cornier, p. 54 — Proiectarea parametrilor sistemului discret de reglare automată a grosimii și de întindere pentru laminorul continuu de tablă subțire, p. 59 — Cîmpul de temperatură al matriței și semifabricatului la refularea capetelor șuruburilor, p. 62 — Rezistența electrică specifică și particularitățile interacțiunii parțiale în topiturile de Fe—Mn—C, p. 66 — Starea structurală și proprietățile mecanice ale aliajului îmbătrînibil Fe—Ni—Cr, p. 68 — Influența hidrogenului asupra energiei superficiale efective de dezvoltare a microfisurilor în soluțiile solide de fier α cu fosfor, sulf și carbon, p. 73 — Particularitățile cineticii de formare a austenitei în oțelurile slab aliate cu conținut scăzut de carbon la încălzirea în intervalul intercritic de temperaturi, p. 77 — Studierea gradului și adîncimii ecruisării în cilindrii mari din oțel, p. 81 — Echilibrarea termică a lingotierelor cu acoperiri termoprotectoare, p. 83 — Optimizarea compoziției și a consumului de amestec modificator la obținerea fontei cu grafit nodular, p. 86 — Optimizarea regimurilor de turnare sub presiune a aliajelor de aluminiu cu conținut ridicat de siliciu, p. 89 — Soluționarea problemei privind încălzirea lingourilor solidificate incomplet, prin metoda perturbațiilor, p. 93 — Calcularea adîncimii de decarburare a oțelului la încălzirea rapidă înaintea laminării, p. 95 — Analiza procesului de astupare a canalului de turnare a oțelului, p. 97 — Calcularea pierderilor de căldură ale căptușelii reale, p. 101 — Stabilirea condițiilor termomecanice optime de funcționare a bolților de distanțare, p. 103 — Modelarea și calcularea parametrilor de granulare centrifugală a feroaliajelor și modificatorilor, p. 106 — Cercetarea valorilor admisibile ale parametrilor de conducere a procesului de presare hidraulică, p. 112 — Modelul mecanismului organizatoric cu mai multe canale de conducere a producției metalurgice, p. 114 — Utilizarea informației apriorice privind portofoliul de comenzi la încărcarea bazei de date a sistemului automatizat de comandă, p. 122 — Utilizarea aparatului teoriei mulțimilor impare în problemele de control, cercetare și optimizare a proceselor de elaborare a oțelului, p. 126 — Studierea teoretică a procesului de tăiere a sleburilor turnate continuu, p. 128 — Instalație pentru durificarea pieselor din oțel, prin frecare la viteze mari, p. 131 — Stabilirea numărului necesar de role la dispozitivul pentru îndreptarea benzilor subțiri, prin metoda întinderii, p. 134 — Calculul forțelor în elementele închizătoarelor cu sertar, p. 135 — Structura sistemelor proiectate de producție, p. 138 — Problemele psihologice ale creșterii eficienței muncii operatorilor din secțiile de laminoare, p. 141 — Analiza productivității muncii muncitorilor din întreprinderile metalurgice, p. 144 — Perfecționarea planificării producției și a consumului de metal de calitate deosebit de ridicată, p. 148 — Tehnologia de dezoxidare a oțelului cu silicomangan asupra lungimii șirurilor incluziunilor de alumină din șine, p. 151 — Modernizarea formulei I.L. Perlin pentru tensiunea de trefilare, ținînd seamă de forța componentă a presării pentru zona de reducere, p. 152 — Particularitățile fractografice ale ruperii la oboseală a oțelurilor pentru șine, p. 153 — Alegerea unui sistem de transport pneumatic la instalația de torcretare cu flacără, p. 155 — Cinetica oxidării unor oțeluri în atmosfera cuptoarelor termice, p. 156.

Iz. VUZ — Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 3, 1985

Interacțiuni fizico-chimice în sistemul Fe—Cu—Ni, p. 1 — Aprecierea formelor de existență a grupărilor de borați pe energiile de interacțiune interparțială, p. 4 — Obținerea aliajelor intermediare cu conținut de crom într-o instalație magnetodinamică, p. 8 — Influența tensiunilor asupra cineticii de reducere a wustitei, p. 11 — Influența activării mecanice asupra cineticii de reducere și asupra structurii oxidului de fier, p. 16 — Cinetica de desulfurare a fontei în flux prin utilizarea agitatoarelor, p. 18 — Influența numărului și a diametrului gurilor de vînt asupra permeabilității la gaze a stratului staționar, p. 21 — Proiectarea unor regulatoare combinate cu circuite stabile, p. 25 — Dispozitiv de măsurat fără contact a nivelului încărcăturii în buncărul intermediar al mașinii de aglomerare, p. 28 — Mecanismul de interacțiune a metalului lichid cu fluxul pulsator de oxigen, p. 31 — Modelul dinamic sistemic al băii de convertizor cu oxigen ca obiect cu parametri distribuiți, p. 32 — Alegerea unui moment optim de efectuare a măsurătorilor cu sondă, p. 35 — Modelul matematic al perioadei de tratare a șarjei Martin prin insuflarea băii cu oxigen, p. 38 — Particularitățile cristalizării topiturilor în cazul unor suprarăciri mari, p. 41 — Cinetica de vaporizare a nichelului lichid, p. 43 — Stabilirea limitelor fizice ale curgerii oțelurilor, p. 47 — Influența asimetriei epurei tensiunilor normale asupra lungimii arcului de contact al benzii cu cilindrul la laminarea la rece și dresare, p. 49 — Legitățile formării stratului de lubrifiant în cazul laminării la rece cu emulsii, p. 52 — Studierea procedeului de calibrare și de centrare profundă a semifabricatelor, p. 55 — Cercetarea experimentală a gradului de deformare a deplasărilor pe înălțimea laminatului, p. 59 — Influența întinderii la laminare asupra rezultatelor de măsurare a formei benzilor, p. 62 — Analiza tensiunilor și a încălzirii pentru laminarea plăcilor, p. 65 — Stabilirea coeficienților reologici ai materialelor cu plasticitate mare, p. 67 — Calculul modificării formei învelișurilor de rotație în cazul formării gazostatice cu plasticitate mare, p. 71 — Neuniformitatea pasului de cablare în perioada inițială de executare a cordului metalic pe mașini de tip torsonat, p. 75 — Aparatura și metoda de măsurare a parametrilor de forță ai procedeului de tratament termomecanic la temperaturi înalte prin reducere elicoidală, p. 78 — Aliaje slab magnetice de Fe—C—Mn—Al pentru industria energetică la temperaturi joase, p. 81 — Structura și proprietățile oțelului de înaltă rezistență pentru construcție 4OHNMS în stare bifazică, p. 84 — Studierea călibilității austenite

oţelurilor cu conţinut scăzut de carbon la răcirea din zona $\alpha + \gamma$, p. 88 — Oxidarea şi reducerea fierului în oţelurile cu crom în cazul cementării, p. 93— Influenţa eutecticului cu crom şi sulfuri asupra degradării oţelului turnat SH15, p. 97 — Incluziuni nemetalice în oţelurile modificate cu calciu şi bariu, p. 100 — Teoria formării grafitului nodular în fontele de înaltă rezistenţă, p. 107 — Modelarea formării structurii pieselor solidificate din fontă, p. 110 — Calculul etapei iniţiale de încălzire asimetrică a plăcilor, p. 112 — Optimizarea încălzirii în cazul îmbogăţirii aerului de ventilaţie cu oxigen şi al unui consum constant de combustibil, p. 115 — Modelarea matematică a funcţionării termice a cuptoarelor cu gaze şi clopot, p. 118 — Calculul cîmpului de temperatură al căptuşelii cuptoarelor cu recuperare internă, p. 122 — Cercetarea experimentală a încălzirii prin contact şi a răcirii benzilor din oţel în cuptoare, cu ajutorul cilindrilor rotativi, p. 126 — Influenţa viscozităţii păcurii asupra principalilor parametri ai flăcării cuptoarelor Martin, p. 128 — Direcţiile de bază ale accelerării vitezei de recirculaţie a fondurilor în siderurgie, p. 131 — Criterii de alegere a indicilor de apreciere a activităţii economice şi de producţie a întreprinderilor, p. 134 — Metodologia de calcul al costului, prin utilizarea normativelor de cheltuieli pe oră, p. 139 — Studierea parametrilor de decarburare pentru diferitele procedee de admisie a oxidanţilor, p. 144 — Utilizarea zgurelor cu conţinut de fosfor de la procesele continue de elaborare a oţelurilor, p. 145 — Modelele matematice ale proceselor gazodinamice şi de reducere în furnal, p. 145 — Reducerea concentratelor de magnetit cu amestecuri de gaze în strat turbionar, p. 147 — Intensificarea procedeelor de aglomerare a brichetelor din concentratele zăcămîntului de la Kostomukş cu adaosuri fondante, p. 148 — Calcularea cantităţii de carbon sub formă de funingine din praful de la gura furnalului, p. 149 — Particularităţile stării de tensiune a cilindrilor de lucru cu bandaj din aliaj dur, p. 150 — Modificarea formei capetelor de sleb în cazul laminării în cilindri verticali, p. 151 — Unele particularităţi ale structurii fine în aliajele de Fe—Ni, p. 152 — Structura ţevilor laminate la cald şi durificate din oţel 12H18N10T, p. 153 — Modificări de structură în oţelul ferito-austenitic O3H26N6 la răcire, p. 153 — Influenţa vitezei de răcire a topiturii asupra structurii spectrelor de emisie şi de raze X ale aliajului $Ni_{58}Nb_{42}$, p. 154 — Magnetismul remanent ridicat al peliculelor (prăfuite) Sm_2CO_{17}, p.155— Calcularea tensiunilor termice în grătarele refractare, p. 156.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 2, 1985

Proprietăţile ceramicii corindonice de înaltă refractaritate cu conţinut de fază de sticlă şi influenţa acestora asupra rugozităţii suprafeţei după tratamentul termic, p. 5 — Influenţa gradului de dispersie şi a concentraţiei fazei solide asupra proprietăţilor suspensiilor periclazice, p. 9 — Modificarea compoziţiei de fază şi a proprietăţilor refractarelor de zirconiu în cazul acţiunii de lungă durată a temperaturilor înalte, p. 13 — Alegerea unei acoperiri refractare pe baza studierii interacţiunii acesteia cu metalul, p. 19 — Termooxidarea carburii de siliciu cu suprafaţa modificată prin metoda stratificării moleculare, p. 22— Determinarea prin metoda absorbţiei atomice a aluminiului din materialele refractare, p. 25 — Influenţa texturii asupra proprietăţilor elastice ale argilelor refractare, p. 28 — Progresul tehnic şi problemele accelerării acestuia, p. 30 — Fabricarea prin sinterizare a cimentului cu conţinut mare de alumină, p. 31 — Alegerea unei compoziţii optime a liantului tehnologic în produsele de grafit şi de şamotă nearse cu conţinut ridicat de carbon, p. 33 — Ventilarea locală a secţiei de dozare, p. 36 — Creşterea siguranţei în funcţionarea transportoarelor cu bandă, p. 37 — Presarea produselor tubulare cu pereţi subţiri în medii elastice, p. 38 — Cuptor tunel inelar pentru arderea refractarelor, p. 40 — Creşterea siguranţei în funcţionarea închizătoarelor cu sertar de tip cu arcpîrghie, p. 44 — Rezistenţa materialelor refractare la căptuşirea reactorului de tip ciclon, p. 46 — Eficienţa utilizării blocurilor de grafit la fabricarea inserţiilor cristalizoarelor, p. 51 — Utilizarea elementelor perforate ale căptuşelii în cuptoarele cu recuperarea internă a căldurii, p. 54 — Unificarea produselor refractare fasonate pentru căptuşirea agregatelor-cazane, p. 56 — Standard de stat şi instalaţie pentru determinarea limitei de rezistenţă a refractarelor la îndoirea la temperaturi înalte, p. 57 — Căi de creştere a rezistenţei căptuşelii agregatelor termice la combinatele miniere de îmbogăţire, p. 60.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 3, 1985

Acoperiri termoizolatoare de torcretare din materiale de silice-mulit, p. 6 — Particularităţile cristalizării topiturilor de oxizi la topirea continuă prin curenţi de inducţie, p. 10 — Influenţa porozităţii iniţiale a semifabricatului şi a hidratării fazei solide asupra coacerii materialelor ceramice, p. 14 — Spectroscopia difuziunii combinate a materialelor pe bază de dioxid de zirconiu, p. 27 — Refractare magneziocromitice din materiale topite, p. 41 — Traductor pentru măsurarea temperaturii cu ajutorul complexului „Ritm-1", p. 44 — Conveior pentru colectarea prafului, p. 46 — Uscarea şi prima încălzire a cuptorului cu schimbătoare de căldură tip ciclon, cu căptuşeală din betoane refractare, p. 46 — Strat de separare cu eficienţă mare pentru dispozitivele refractare de turnare, p. 50 — Încercări comparative asupra diferitelor tipuri de refractare de pe fundul convertizorului, la insuflarea fontei cu vanadiu, p. 52 — Sistem complex de conducere prin introducerea experienţelor înaintate, p. 55 — Stabilitatea cadrelor — o problemă importantă a eficienţei producţiei, p. 57.

Stal, U.R.S.S., nr. 3, 1985

Studierea informaţiilor de intrare ale sistemului de conducere automată a distribuitorului rotativ de încărcare a furnalului, p. 5 — Curentul electric în furnal şi utilizarea lui la controlul procesului din furnal, p. 9 — Experienţa exploatării furnalelor de 3200 m^3, p. 11 — Mecanismul de desulfurare a fontei cu magneziu, p. 17 — Sisteme automate de conducere la maşinile de turnare continuă, p. 19 — Conducerea regimului de zgură la elaborarea în furnal, p. 22 — Principii tehnologice de creare a sistemelor de comandă a calităţii oţelului şi a produselor de metal finite, p. 26 — Analiza şi fundamentarea productivităţii secţiei de convertizoare cu oxigen, pe baza modelării prin imitaţie, p. 29 — Evacuarea reglabilă a gazelor de convertizor fără arderea completă a acestora în cazul unei intensităţi ridicate a insuflării, p. 32 — Creşterea eficienţei şi reducerea cheltuielilor de energie la oţelării, p. 34 — Utilizarea sistemelor cu balanţă de cîntărire în secţia de convertizoare de la Combinatul metalurgic Cerepoveţ, p. 36 — Perfecţionarea conducerii regimului electric la cuptoarele electrice cu arc de putere foarte mare, p. 37 — Controlul gradului de oxidare a băii la elaborarea în cuptoare electrice a oţelului rezistent la coroziune, p. 40 — Căi de utilizare a deşeurilor sub formă de praf rezultate de la fabricarea feroaliajelor cu siliciu, p. 43 — Utilizarea sistemelor de automatizare pentru reducerea consumului de metal în producţia de laminate, p. 45 — Mijloace şi sisteme de automatizare a producţiei de laminate, p. 48 — Automatizarea procesului de laminare pe laminorul de tablă groasă 3600, p. 50 — Sistem de comandă numerică a regimului rapid de laminare, p. 53 — Experienţa automatizării producţiei de laminate la Combinatul metalurgic Nijnii Taghil, p. 55 — Perfecţionarea producţiei de table laminate la rece şi la cald, în scopul reducerii cheltuielilor materiale şi energetice, p. 57 — Sistem de conducere automatizată a liniei de laminare la rece a ţevilor, pe baza microcalculatoarelor electronice, p. 60 — Experienţa utilizării defectoscopului cu curenţi turbionari VD—31P la controlul ţevilor, p. 63 — Situaţia şi tendinţele elaborării sistemului automatizat de conducere a producţiei în subramura de profile laminate, p. 65 — Utilizarea filierelor cu role pentru îmbunătăţirea calităţii sîrmei din aliaje de Fe—Cr—Al, p. 68 — Elaborarea şi asimilarea tehnologiei de fabricaţie a laminatelor la cald din oţel 65G, p. 70 — Proprietăţile oţelului 08G2SFB pentru recipientele de înaltă presiune, p. 73 — Influenţa vanadiului asupra structurii şi proprietăţilor oţelurilor tip HVG şi 12H1, p. 75 — Prelucrarea pulberilor metalice în agregate de atriţie, p. 78 — Analiza funcţionării şi perspectivele dezvoltării structurii sistemului automatizat de conducere de la Combinatul metalurgic Novo-Lipeţk, p. 82.

COMBINATUL DE OTELURI SPECIALE

centrul de cercetare proiectare,

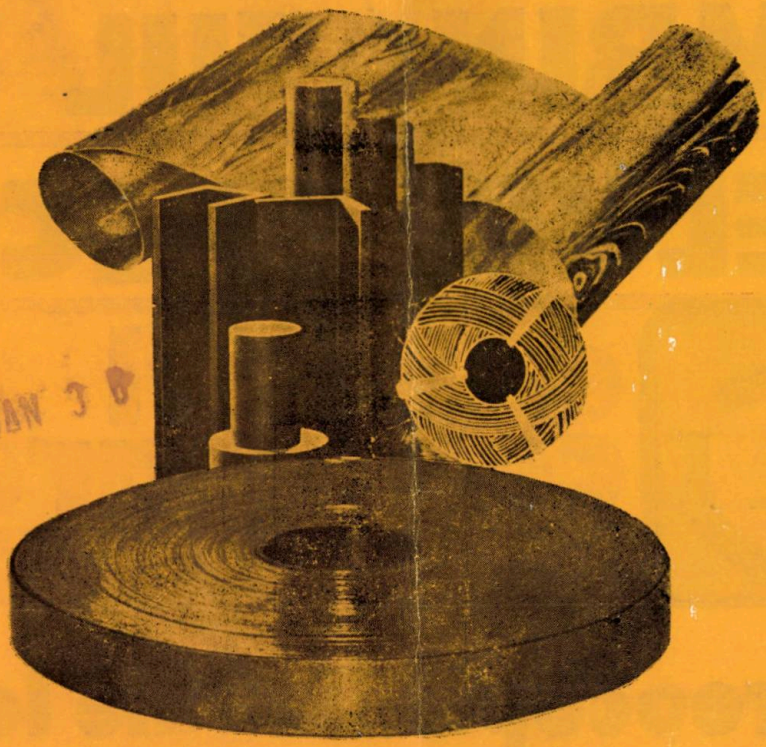
prin preocupările sale legate de :

- fabricația oțelurilor de scule, rapide, inoxidabile și refractare, pentru construcția de mașini, aeronave, centrale nucleare electrice etc.
- reducerea consumurilor materiale și energetice, valorificarea eficientă a materiilor prime și a resurselor materiale și energetice refolosibile

oferă :

- tehnologii de elaborare, laminare, forjare și tratament termic pentru toată gama de produse siderurgice din profilul de fabricație al platformei Tîrgoviște
- asistență tehnică la implementarea tehnologiilor noi pe liniile de fabricație, pînă la obținerea rezultatelor impuse
- loturi experimentale de oțeluri speciale și piese turnate din oțeluri inoxidabile și refractare
- lucrări de laborator in domeniile :
  - analize chimice de mare precizie prin spectrofotometrie de absorbție atomică (se pot determina 27 elemente din orice tip de material, in gama de concentrații de la 1–2 ppm pînă la 100%)
  - analize chimice de rutină prin spectrometrie cu fluorescență de raze X
  - analize de fază (calitative și cantitative) pentru orice tip de material, analiza stării de tensiune a texturii, a dimensiunii și distribuției particulelor prin difractometrie de raze X
  - lucrări de difractometrie la temperaturi inalte
  - lucrări de dilatometrie absolută
  - lucrări de oboseală și fluaj
- proiecte pentru instalații și utilaje realizabile prin autoutilare, proiecte pentru piese de schimb

TIRGOVISTE
SOSEAUA GAESTI Nr. 9-11 - COD 0200
TELEFON 31494 - TELEX 17271



METALEXPORTIMPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

OFFERS :

- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy steel
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanized coils
- seamless steel line pipes; casing
- longitudinal welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires, prestressed concrete wires and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy-steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, cold rolled sheets and strips, foils, properzi wires)

„METALEXPORTIMPORT"
Bucharest-Romania 23-25, Mendeleev Street
TELEX: 11515 TELEPHONE 620, 621

E 3280

1986 JAN 28

Kohászat

REFERÁLVA

METALURGIA

11

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVII • NR. 11 • NOIEMBRIE 1985

COMBINATUL DE OTELURI SPECIALE

centrul de cercetare proiectare,

prin preocupările sale legate de:

- fabricația oțelurilor de scule, rapide, inoxidabile și refractare, pentru construcția de mașini, aeronave, centrale nucleare electrice etc.
- reducerea consumurilor materiale și energetice, valorificarea eficientă a materiilor prime și a resurselor materiale și energetice refolosibile

oferă:

- **tehnologii** de elaborare, laminare, forjare și tratament termic pentru toată gama de produse siderurgice din profilul de fabricație al platformei Tîrgoviște
- asistență tehnică la implementarea tehnologiilor noi pe liniile de fabricație, pînă la obținerea rezultatelor impuse
- loturi experimentale de oțeluri speciale și piese turnate din oțeluri inoxidabile și refractare
- lucrări de laborator in domeniile :
  - analize chimice de mare precizie prin spectrofotometrie de absorbție atomică (se pot determina 27 elemente din orice tip de material, in gama de concentrații de la 1–2 ppm pînă la 100%)
  - analize chimice de rutină prin spectrometrie cu fluorescență de raze X
  - analize de fază (calitative și cantitative) pentru orice tip de material, analiza stării de tensiune a texturii, a dimensiunii și distribuției particulelor prin difractometrie de raze X
  - lucrări de difractometrie la temperaturi inalte
  - lucrări de dilatometrie absolută
  - lucrări de oboseală și fluaj
- proiecte pentru instalații și utilaje realizabile prin autoutilare, proiecte pentru piese de schimb

TIRGOVISTE
SOSEAUA GAESTI Nr. 9-11 - COD 0200
TELEFON 31494 - TELEX 17271

METALURGIA

Anul 37 Nr. 11 noiembrie 1985

CUPRINS

Voicu, Gh. : **Cercetări privind folosirea aerului cald în procesul de amorsare la aglomerare (I)** 569

Fleşer, Tr. şi *Brudiu, Ileana* : **Comparaţie între rezultatele încercării la fluaj utilizînd mai multe metode de extrapolare** 572

Munteanu, Al. : **Influenţa deformării la rece asupra globulizării cementitei în oţelurile carbon de scule** 578

Ciobanu, I. : **Consideraţii privind influenţa formei canalului de distribuţie asupra curgerii aliajelor lichide prin reţele de turnare cu mai mulţi alimentatori** 583

Krecsák, A, : **Influenţa matricei asupra determinării spectrometrice a compoziţiei oţelurilor înalt aliate** 593

Şaban, R. şi *Târcolea, M.* : **Studiu experimental privind corelaţia dintre valoarea coroiajului şi mărimea carburilor la deformarea plastică a unui oţel rapid cu conţinut scăzut de elemente de aliere** 596

Drugă, L. : **Mecanismul de formare şi cinetica creşterii straturilor carburate la presiuni scăzute** 598

Wanyorek, C. : **Limbajul profesional ca mijloc perfectibil de transmitere a informaţiei — cu aplicaţii în metalurgia fizică şi tratamentele termice** 601

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Pumnea, C. : **Instalaţii moderne de topire a metalelor prin inducţie în vid (I)** 609

Badea, Teodora, Nicola, Maria, Sternberg, S. şi *Brînzoi, V.* : **Epurarea electrolitică a apelor reziduale industriale** 616

REVISTA REVISTELOR

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

„I. P. „Informația" — c. 1559

CONTENTS

DC : 622.785

Voicu, Gh. : **Researches on the use of hot-air blast in the process of diffusion bonding at sintering (I)**

The paper presents the results of the researches on the influence of air temperature used in the process of diffusion bonding on the dynamics of the sintering process of the blend in the firing and on the sinter quality obtained at the end of diffusion bonding. At the same time the author establishes the mathematical calculation formulas for the sintering speed, the hight of the sintering layer which had been obtained and for the diffusion bonding of 5 mm, according to the rate of solid fuel in the sintering layer, the duration of and the temperature of the air which filters through the layer.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 569–571

DC : 620.172.251.2

Fleşer, T., Brudiu, Ileana : **Comparison between results of creep test by using several extrapolation methods**

This paper dealt with the comparative presentation of creep result extrapolation by clasic parameter methods and other new methods developed in U.R.S.S., and G.D.R. Overall processing of results by 8 and 7 methods, respectively, is presented.

The German method has always led to a creep limit value which is 23% higher than any other method. Processing of results without using this method diminishes practically the dispersion of results within the limit of extrapolation methods.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 572–577

DC : 669.14.018.25 : 539.374

Munteanu, Al. : **The influence of cold deformation on the spheroidization of cementite in tool carbon steel**

The author intends to determine the influence of cold plastic deformation on the spheroidization of a perlitical hipoeutectoid steel. By applying different deformation degree and by submitting these samples to a subcritical quenching heat treatment, the author analyses the way in which cold plastic deformation and afterwards nonphasic recristallization influence the kinetics of cementite spheroidization. The author introduces a spheroidization transformation speed index with the help of which the influence of the applied deformation degree is analysed comparatively.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 578–582

DC : 621.746.4

Ciobanu, I. : **Considerations on the influence of the shape of the distribution spout on the liquid alloy pouring through casting networks equipped with several feeding devices**

The author suggests in the paper a calculation formula of the section of the distribution spout in the feeding devices area, in order to ensure the uniformity of speeds and flows for all the feeding devices under actual conditions.

Furthermore, the author establishes formulas aiming to determining the section located upstream the feeding devices.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 583–592

DC : 543.42 : 669.15–194.3

Krecsák, A. : **The influence of element matrix on the spectrometric determination of the composition of highly alloy steels**

The paper presents a method of determining the influence of element matrix on one or several elements. This method may be applied in all the laboratories equipped with a 3400 type spectrometer or with a spectrometer with similar optical system.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 593–595

DC : 624.058

Şaban, R. and *Târcolea, M.* : **Experimental study on the correlation between value and carbide size at the plastic deformation of a high-speed steel with low alloying element content**

The authors intend to establish an analytical relationship between the value and the carbide morphology when forging a high-speed steel with low alloying element content.

The determination of this correlation is based on the values obtained on an experimental basis for the carbide average diameter and with the help of quantitative metalography for the area occupied by these carbides.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 596–597

DC : 66.046.562

Drugă, L. : **The formation mechanism and the kinetics of the low pressure carburized layer growth**

The paper presents certain aspects of the formation mechanism of carburized layer when using low pressure carburization, pointing out the mechanism characteristics. The author also presents a model of the development of reactions, based on the models suggested for the endogas carburization process.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 598–600

DC : 800.935 : 62 : 669.017

Wanyorek, C. : **The proffessional language as a way of improving information transmission – with application in physical metallurgy and heat treatments**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 601–608

DC : 669.046.5

Pumnea, C. : **Modern installations for the melting of metals by vacuum induction**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 609–615

DC : 628.543

Badea, Teodora, Nicola, Maria, Sternberg, S. and *Brânzoi, V.* : **Electrolytical treatment of residual waters**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 616–620

INHALT

DK : 622.785

Voicu, Gh. : **Forschungen zur Warmluftanwendung beim Anzünden im Sinterprozess**

In der Arbeit werden die Forschungsergebnisse, bezüglich des Temperatureinflusses des beim Anzündungsprozess verwendeten Luft, auf die Dynamik, die Sinterung der Mischschicht aus der Feuerung und auf die erzielte Sinterqualität beim Beenden der Anzündung, vorgestellt. Zugleich werden mathematische Gleichungen aufgestellt, für die Berechnung der Sinterungsgeschwindigkeit, der erhaltenen Sinterschichthöhe, sowie für den Bruch < 5 mm, bedingt vom Anteil des festen Brennstoffes aus der Sinterschicht, der Anzündungszeit und der Temperatur der Luft, die sich durch die Schicht filtriert, bestimmt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 569—571

DK : 620.172.251.2

Fleser, Tr., Brudiu, Ileana : **Vergleich zwischen den Ergebnissen der Zeitstandversuche bei der Verwendung mehrerer Extrapolationsmethoden**

Der Artikel ist eine vergleichende Darstellung der Ergebnisse bei der Zeitstandextrapolation durch klassische Parameter — und neu entwickelte Methoden aus der UdSSR und DDR. Es werden alle die mit 8, beziehungsweise 7 Methoden erarbeiteten Ergebnisse dargestellt.

Die DDR-Methode führte immer zu technischen Dauerfestigkeitswerten, welche durch die 23% des erhaltenen Mittelwertes allen Methoden überlegen sind. Die Verarbeitung ohne diese Methode schränkt die Ergebnisverbreitung, praktisch in die Grenzen der Extrapolationsmethoden ein.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 572—577

DK : 669.14.018.25 : 539.374

Munteanu, Al. : **Einfluss der Kaltverformung auf die Kugelstrukturbildung des Zementits aus den unlegierten Kohlenstoffstählen**

Die Arbeit vorfolgt die Bestimmung des Einflusses der Kaltverformung auf die Kugelstrukturbildung eines hypoeutektoiden, überwiegend perlitischen Stahles. Durch die Anwendung verschiedener Verformungsgrade und nachher durch die Unterwerfung der Prüfstücke einer unterkritischen Glüh-und Wärmebehandlung, wird die Art, in der die Kaltverformung sowie auch die nichtphasische Rückkristallisation auf die Kugelstrukturbildungskinetik des Zementits einwirkt, analysiert.

Es wird ein Anzeiger für die Veränderungsgeschwindigkeit während der Kugelstrukturbildung eingeführt, mit Hilfe dessen vergleichsweise der Einfluss des angewandten Verformungsgrades analysiert wird.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 578—582

DK : 621.746.4

Ciobanu, I. : **Betrachtungen zum Einfluss der Verteilungskanalform auf die Strömung der flüssigen Legierungen durch die Eingusskanäle mit mehreren Anschnitten**

Die Arbeit beabsichtigt die Festlegung einer Formel für die Berechnung des Eingusskanalquerschnitts bezüglich den Anschnitten, so dass die Gleichmässigkeit aller Anschnittgeschwindigkeiten und Mengen, in Betriebsbedinngungen gesichert wird. Zugleich werden Formeln für die Bestimmung des Anschnittaufwärtsquerschnitts festgesetzt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 583—592

DK : 543. 42 : 669.15—194.3

Krecsák, A. : **Elementenmatrixeinwirkung auf die spektrometrische Bestimmung der Zusammensetzung der hochlegierten Stähle**

Die Arbeit behandelt eine Bestimmungsmethode der Elementenmatrixeinwirkung auf einen oder auf mehrere Elemente, die in allen Laboratorien, welche mit 3400 Typ Spektrometer oder mit Spektrometern mit ähnlichem optischen System ausgestattet sind, anwendbar ist.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 593—595

DK : 624.058

Şaban, R. und *Târcolea, M.* : **Experimentalstudium betreffend die Wechselbeziehung zwischen dem Schweissungswert und der Karbidgrösse bei der Verformung eines Schnellarbeitsstahles mit niedrigem Legierungselementengehalt**

Der Artikel hat als Ziel die Bestimmung einer analytischen Beziehung zwischen dem Schweissungswert und der Karbidmorphologie beim Schmieden eines Schnellarbeitsstahles mit niedriegem Legierungselementengehalt.

Die entsprechende Beziehung wird anhand der experimentell erzielten Werte bestimmt, betreffend den Karbidmitteldurchmesser und dessen Oberfläche; durch quantitative Metallographie.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 596—597

DK : 66.046.562

Drugă, L. : **Bildungsmechanismus und Kinetik der Schichtenentwicklung bei niedrigem Druck**

In der Arbeit werden einige Aspekte betreffend den Bildungsmechanismus der aufgekohlten Schichten bekanntgemacht, im Falle der Aufkohlung bei niedrigem Druck. Es werden die Eigenschaften dieser Methode sowie ein Modell des Reaktionverlaufs, welches auf die für den Endogasaufkohlungsprozess vorgeschlagenen Modelle beruht, behandelt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 598—600

DK : 800.935 : 669.017

Wanyorek, C. : **Die Fachsprache als vervollkommnungsfähiges Mittel zur Informationsmitteilung — ihre Anwendung im Bereich der physischen Metallurgie und der Warmbehandlung.**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 601—608

DK : 669.046.5

Pumnea, C. : **Moderne Vakuuminduktionsmetallschmelzanlagen**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 609—615

DK : 628.543

Badea, Teodora, Nicola, Maria, Sternberg, S. und *Brînzoi, V.* : **Elektrolytische Abwasserreinigung**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 616—620

SOMMAIRE

CD : 622.785

Voicu, Gh. : **Recherches concernant l'utilisation de l'air chaud dans le processus d'amorçage pendant l'agglomération (I)**

On présente les résultats des recherches concernant l'influence de la température de l'air utilisé dans le processus d'amorçage sur la dynamique du processus d'agglomération de la couche de mélange en foyer et sur la qualité de l'aggloméré obtenu à la fin de l'amorçage. On établit des équations mathématiques de calcul pour la vitesse d'agglomération, la hauteur de la couche d'aggloméré obtenu et pour la fraction < 5 mm, en fonction du poids du combustible solide dans la couche d'aggloméré, de la durée d'amorçage et de la température de l'air filtré à travers la couche.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 569—571

CD : 620.172.251.2

Fleşer, Tr. et *Brudiu, Ileana* : **Comparaison entre les résultats des testes au fluage en utilisant plusieurs méthodes d'extrapolation**

Les auteurs présentent, par comparaison, les résultats de l'extrapolation au fluage par des méthodes paramétriques classiques et par des méthodes nouvelles, développées en U.R.S.S. et R.D.G. On présente les traitements des résultats à l'aide de 8, respectif 7 méthodes.

La méthode allemande a toujours conduit à des valeurs de la durabilité supérieures par maximum 23 % à la moyenne obtenue par toute autre méthode. Le traitement, sans application de cette méthode, réduit effectivement la dispersion des résultats dans les limites des méthodes d'extrapolation.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 572—577

CD : 669.14.018.25 : 539.374

Munteanu, Al. : **L'influence de la déformation à froid sur la globulisation de la cémentite dans les aciers carbon pour les outils**

On détermine l'influence de la déformation plastique à froid sur la globulisation d'un acier hypotectoide prépondérent perlitique. En appliquant des degrés de déformation différents et en soumettant les éprouvettes à un traitement thermique de récuit sous-critique, l'auteur analyse le mode dans lequel la déformation plastique à froid et ensuite la recristallisation non-phasique influencent la cinétique de la globulisation de la cémentite. On introduit un indicateur de la vitesse de transformation pendant la globulisation à l'aide duquel on analyse par comparaison l'influence du degré de déformation appliqué.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 578—582

CD : 621.746.4

Ciobanu, I. : **Considérations concernant l'influence de la forme du canal de distribution sur l'écoulement des alliages liquides par des coulées à plusieurs alimentateurs**

L'auteur propose une formule de calcul de la section du canal de distribution dans la zone des alimentateurs qui assure une uniformité des vitesses et des débits pour tous les alimentateurs dans des conditions réelles.

On établit aussi des formules pour la détermination de la section en amont des alimentateurs.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 583—592

CD : 543.42 : 669.15—194.3

Krecsák, A. : **L'influence de la matrice d'éléments sur la détermination spectrométrique de la composition des aciers fortement alliés**

L'auteur présente une méthode de détermination de l'influence de la matrice d'éléments sur un ou plusieurs éléments ; cette méthode peut être appliquée dans tous les laboratoires equipés d'un spectomètre de type 3400 ou d'un spectromètre optique similaire.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 593—595

CD : 624.058

Şaban, R. et *Târcolea, M.* : **L'étude expérimental concernant la corrélation entre la valeur du corroyage et la dimension des carbures de déformation plastique d'un acier rapide à contenu bas en éléments d'alliage**

L'article a pour but d'établir une relation analytique entre la valeur du corroyage et la morphologie des carbures pendant le forgeage d'un acier rapide à contenu bas en élements d'alliage.

La corrélation est déterminée à l'aide des valeurs expérimentales pour le diamètre moyen des carbures et la surface occupées par les carbures est déterminée par la métallographie quantitative.

Metalurgia, 37 (1985), nr. 11, p. 596—597

CD : 66.046.562

Drugă, L. : **Le mécanisme de formation et la cinétique de l'augmentation des couches carburées aux pressions basses**

On présente certains aspects concernant le mécanisme de formation des couches carburées dans le cas de la carburation aux presions basses, en soulignant les particularités du mécanisme et on présente un modèle selon lequel on poursuit des réactions baseés sur les modèles proposés pour le processus de carburation en endogaz.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 598—600

CD : 800.935 : 62 : 669.017

Wanyorek, C. : **Le langage professionnel en tant que modalité d'amélioration de l'information, appliqué à la métallurgie physique et aux traitements thermiques**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 601—608

CD : 669.046.5

Pumnea, C. : **Installations modernes de fusion des métaux par induction en vide**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 609—615

CD : 628.543

Badea, Teodora, Nicola, Maria, Sternberg, S. et *Brânzoi, V.* : **L'épuration électrolytique des eaux résiduaires**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 616—620

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 622.785

Войку, Г.: **Исследования по применению теплого воздуха в процессе запуска при агломерации**

В работе представлены результаты исследования относительно влияния температуры примененного воздуха в процессе запуска на динамику процесса агломерации слоя смеси в очаге и на качество полученного агломерата в конце запуска. Установлены математические уравнения расчета для скорости агломерации, высота полученного агломерирующего слоя и для фракции <5 мм, в зависимости от доли твердого топлива в агломерационном слое, времени запуска и температуры фильтрирующего через слой воздуха.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 569—571

ДК: 620.172.251.2

Флешер, Тр. И. и *Брудю, Иляна:* **Сопоставление полученных результатов при испытании на ползучесть с использованием нескольких методов экстраполяции**

Сравнительно представлены результаты экстраполяции на ползучесть, полученные с помощью классических параметрических методов и новоразвитых в СССР и ГДР методов.

Во всех случаях, методом ГДР получены значения длительной прочности, превышающие на 23% средние значения, полученные всеми остальными методами.

Обработка без использования данного метода сокращает практически дисперсию результатов в пределах методов экстраполяции.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 572—577

ДК: 669.14.018.25: 539.374

Мунтеану, А.: **Влияние холодной деформации на сфероидизацию цементита в углеродистой инструментальной стали**

В работе определяется влияние пластической холодной деформации на сфероидизацию доэвтектоидной перлитной стали. Применяя различные степени деформации и подвергая пробы термообработки докритического отжига, анализируется способ при котором пластическая холодная деформация, а потом нефазовая рекристаллизация, определяет кинетику сфероидизации цементита. Вносится указатель скорости преобразования при сфероидизации с помощью которого сравнительно анализируется влияние используемой степени деформации.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 578—582

ДК: 621.746.4

Чебану, И.: **Соображения относительно влияния формы распределительного канала на текучесть жидких сплавов через литники с несколькими питателями**

В работе предлогается расчетная формула сечения распределительного канала перед питателями, так чтобы обеспечить равномерность скоростей и дебитов у всех питателей в реальных условиях.

Также, в работе установлены формулы для определения сечения вверх питателей.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 583—592

ДК: 543.42: 669.15-194.3

Крексак, А.: **Влияние матрицы элементов на спектрометрическое определение состава высоколегированных сталей**

В работе представлен метод определения влияния матрицы элементов на один или на несколько элементов, примененный во всех лабораториях, оснащенных спектрометром типа 3400 или спектрометром с подобной оптической системой.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 593—595

ДК: 624.058

Шабан, Р. и *Тырколеа, М.:* **Опытное исследование относительно соотношения между величиной диффузионной сварки прессованием и величиной карбидов при пластической деформации быстрорежущей стали с низким содержанием легирующих элементов**

В статье определена аналитическая зависимость между величиной диффузионной сварки прессованием и морфологией карбидов при ковке быстрорежущей стали с низким содержанием легирующих элементов.

Определение соотношения реализировано с помощью экспериментально полученных величин для среднего диаметра карбидов и занятой ими поверхностью количественной металлографией.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 596—597

ДК: 66.046.562

Другэ, Л.: **Механизм образования и кинетика роста науглероженных слоев при пониженных давлениях**

В работе представлены некоторые аспекты относительно механизма образования науглероженных слоев в случае науглероживании при пониженных давлениях, указывая на особенности механизма и представлена модель протекания реакций, основывающихся на предложенные модели для процесса науглероживания в эндогазе.

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 598—600

ДК: 800.935.62: 62: 669.017

Ваньерек, К.: **Профессиональный язык как средство способного к совершенствованию передачи информации — с применением в физической металлургии и термических обработках**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 601—608

ДК: 669.046.5

Пумнеа, К.: **Современные вакуумные индукционные плавильные агрегаты для металлов**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 609—615

ДК: 628.543

Бадеа, Теодора, Никола, Мария, Штернберг, С. и *Брынзой, В.:* **Электролитическая очистка остаточных вод**

Metalurgia 37 (1985), nr. 11, p. 616—620

METALURGIA 11

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1985

Conf. dr. ing. Gh. Voicu
Institutul politehnic — Bucureşti

Cercetări privind folosirea aerului cald în procesul de amorsare la aglomerare (I)

CZ : 622.785

Folosirea aerului cald la amorsarea procesului contribuie la micşorarea consumului de combustibil solid din amestec şi a combustibilului folosit la realizarea sursei termice în focar. De asemenea, datorită unei bune sinterizări a amestecului de aglomerare, scade cantitatea de particule solide din faza gazoasă ce filtrează prin strat, crescînd astfel randamentul instalaţiei de curăţare a fazei gazoase înainte de evacuare în atmosferă. În condiţiile aglomerării cu aer preîncălzit, se asigură, în acelaşi timp, pe lîngă o scădere a vitezei de răcire, o îmbunătăţire a calităţii aglomeratului în partea superioară a stratului, datorită scăderii tensiunilor termice şi, prin aceasta, o creştere a producţiei maşinii de aglomerare. Preîncălzirea aerului, dacă nu este însoţită de o reducere a duratei de amorsare sau de o îmbogăţire în oxigen a fazei gazoase ce filtrează prin strat, duce la micşorarea vitezei verticale de aglomerare.

Cercetări experimentale şi aparatura utilizată

Cercetările au fost efectuate pe o instalaţie (fig. 1) prevăzută cu o ceaşcă de aglomerare cu capacitatea de 40 kg şi un recuperator metalic tubular pentru preîncălzirea aerului de combustie. Aprinderea combustibilului solid din stratul de aglomerare s-a făcut cu ajutorul unui focar mobil prevăzut cu un arzător în boltă. Prin acest focar s-a trecut şi aerul cald în perioada de menţinere a stratului de amestec după aprindere în vederea sinterizării şi formării unui strat de aglomerat cu înălţimea (h). Aspiraţia fazei gazoase prin stratul de amestec de aglomerare s-a realizat cu ajutorul unui ventilator de gaze calde avînd o presiune maximă de 1 250 mm H_2O, iar sub grătar s-a realizat o depresiune de 745 mm H_2O. Pregătirea prealabilă a amestecului de aglomerare şi determinarea rezistenţei mecanice a stratului de aglomerat obţinut s-au realizat ca în lucrarea [1].

Preîncălzirea aerului necesar efectuării cercetărilor s-a făcut într-un preîncălzitor metalic tubular cu miez, obţinîndu-se o temperatură a aerului de maximum 450° C. În practică, această preîncălzire se poate realiza prin recuperarea căldurii aglomeratului de pe răcitor, după căderea de pe banda maşinii de aglome-

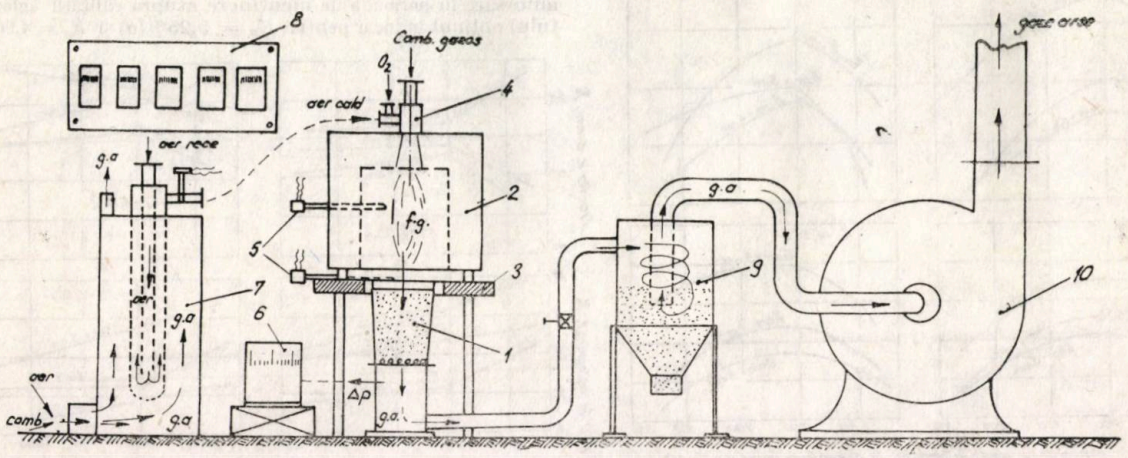


Fig. 1. Schema instalaţiei de cercetare:
1 — ceaşcă de aglomerare; *2* — focar de amorsare; *3* — suportul focarului; *4* — arzător; *5* — termocupluri Pt — PtRh pentru măsurarea temperaturii în focar şi la suprafaţa stratului de amestec; *6* — traductor de presiune; *7* — preîncălzitor tubular de aer; *8* — panou cu aparate de măsură; *9* — ciclon pentru curăţarea gazelor evacuate din ceaşca de aglomerare; *10* — ventilator pentru evacuarea fazei gazoase

rare. Introducerea aerului preîncălzit la 300 — 450° C în focar — fără să se îmbogățească faza gazoasă în oxigen — a dus la obținerea unei economii de combustibil gazos (gaz natural) în focar de 6—10%, pentru a realiza aceeași temperatură în focar (1 250° C).

Durata procesului de amorsare a fost de 3,4 și 5 min, din care cîte 2 min menținere a stratului de amestec după aprindere sub influența aerului cald. Durata de aprindere (menținere a stratului sub influența fazei gazoase din focar) a fost deci de 1,2 și 3 min. Aducerea aerului cald la suprafața stratului după aprindere s-a realizat prin trecerea aerului preîncălzit în recuperatorul tubular prin focarul de aprindere, fapt ce a dus la creșterea temperaturii aerului la suprafața stratului de aglomerat la 650 — 800° C. Temperatura aerului la nivelul stratului a fost măsurată cu ajutorul unor termocupluri Pt — Ph Pt — 10%. Au fost efectuate cercetări pentru temperaturi medii ale aerului cald la nivelul stratului de aglomerat — în perioada de menținere — de 650, 700 și 800° C. Depresiunea sub grătar în timpul amorsării procesului a fost de 745 mm H_2O, iar înălțimea stratului de amestec, de 400 mm, înălțime care asigură condiții optime de aglomerare, după cum a rezultat din cercetările anterioare și care au fost prezentate în lucrarea [1]. Ponderea combustibilului solid (K_s) în amestecul de aglomerare a fost de 5,25; 4,90; 4,55 și 4,20%. Rezultatele cercetărilor efectuate cu privire la influența temperaturii medii a aerului neîmbogățit în oxigen — concentrația oxigenului în faza gazoasă din focar fiind de 6 — 6,5% — asupra dinamicii procesului de aglomerare și calității aglomeratului sînt prezentate în figurile 2 — 5. Temperatura medie a aerului măsurată la suprafața stratului de aglomerare — în condițiile aceleiași ponderi a combustibilului solid în amestec — duce la

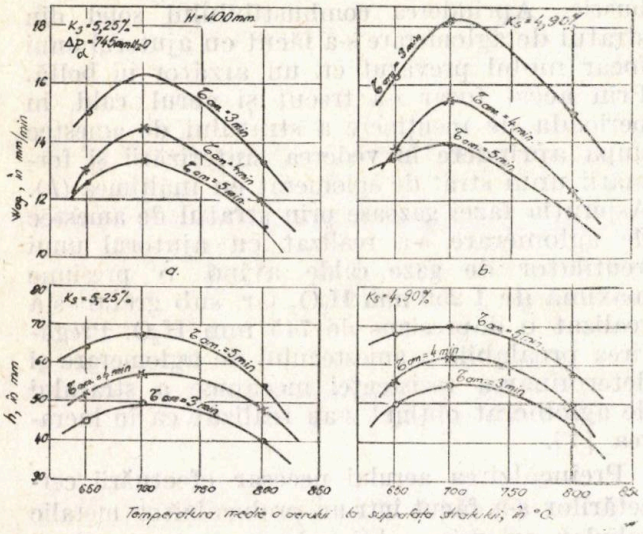


Fig. 2. Influența temperaturii medii a aerului utilizat la amorsare asupra dinamicii procesului de aglomerare pentru K_s = 5,25% (*a*) și K_s = 4,90% (*b*)

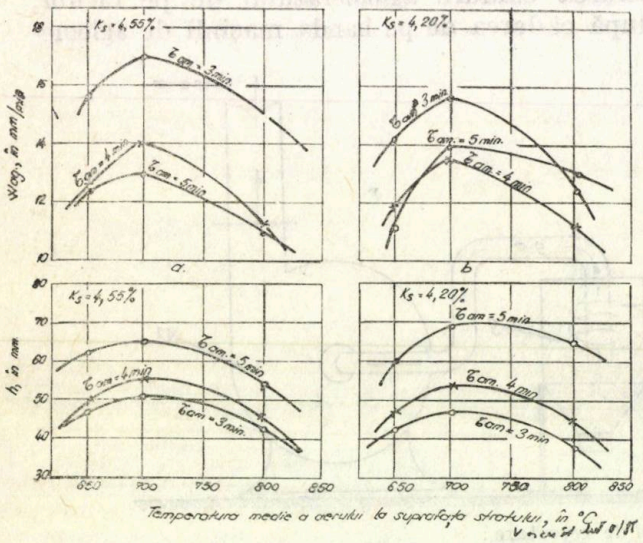


Fig. 3. Influența temperaturii medii a aerului utilizat la amorsare asupra dinamicii procesului de aglomerare pentru K_s = 4,55% (*a*) și K_s = 4,20% (*b*)

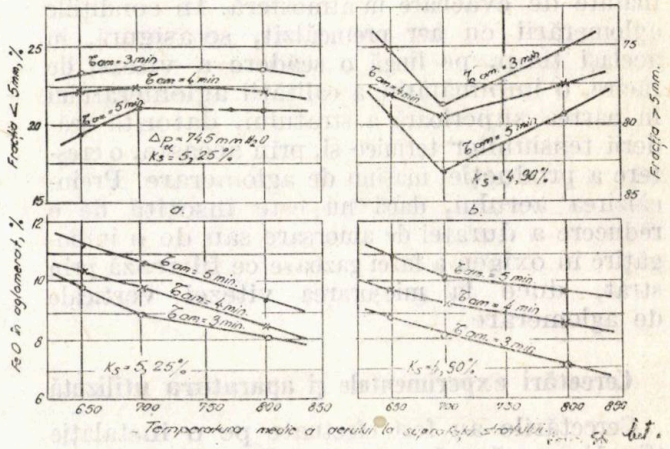


Fig. 4. Influența temperaturii medii a aerului utilizat la amorsare în perioada de menținere asupra calității aglomeratului obținut în focar pentru K_s = 5,25% (*a*) și K_s = 4,90% (*b*)

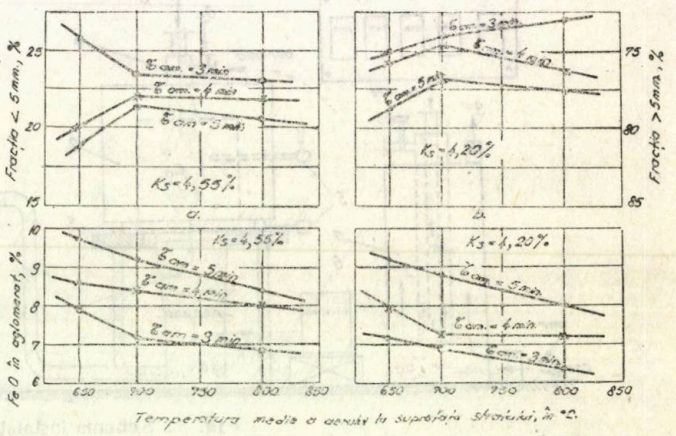


Fig. 5. Influența temperaturii medii a aerului utilizat la amorsare în perioada de menținere asupra calității aglomeratului obținut în focar pentru K_s = 4,55% (*a*) și K_s = 4,20% (*b*)

modificarea dinamicii procesului de aglomerare și a calității aglomeratului obținut și, în special, cînd se modifică durata procesului de amorsare.

În cazul utilizării aerului preîncălzit la 700° C se obține — față de aglomerarea cu aer rece [1] — pentru aceleași condiții $K_s = 5{,}25\%$, $\tau_{am} = 3$ min și $C_0 = 6 - 6{,}5\%$ — o creștere a vitezei verticale de aglomerare și a înălțimii (h) a stratului de aglomerat cu 12% (fig. 2, *a*). Micșorarea valorii lui K_s pînă la 4,20% asigură de asemenea o dinamică a procesului de aglomerare (W_{ag} și h) mai mare cu 8 — 10% (fig. 3, *b*) decît dinamica procesului obținută în cazul folosirii aerului rece pentru $K_s = 5{,}25\%$ și $\tau_{am} = 3$ min.

Folosirea aerului cald duce și la creșterea rezistenței mecanice a aglomeratului, dar, în condițiile diminuării ponderii combustibilului solid din amestecul de aglomerare, fracția < 5 mm are valori sub 30% și pentru $K_s = 4{,}20\%$ (fig. 5, *b*). De asemenea, utilizarea aerului cald imediat după amorsare creează condiții de întîrziere a răcirii masei topite în curs de solidificare, care duce la formarea unor cristale echiaxiale și a unei structuri fără pori, prin aceasta crescînd rezistența mecanică a aglomeratului în partea superioară a stratului. Micșorarea ponderii combustibilului solid în amestec la 4,20% contribuie în schimb la scăderea înălțimii (h) a stratului de aglomerat obținut după amorsare, la valori sub 50 mm, valoare care se determină prin calcul ca minimă necesară obținerii temperaturii în zona de ardere după focar. Astfel, în cazul folosirii aerului cald, diminuarea valorii lui K_s se poate face pînă la 4,55%, pentru care se obține o înălțime (h) de 50 mm (fig. 3, *a*).

Conținutul de FeO din aglomerat — obținut în cazul utilizării aerului cald — s-a micșorat odată cu diminuarea ponderii combustibilului solid în amestec și cu creșterea temperaturii aerului aspirat prin strat. Temperatura aerului influențează atît compoziția mineralogică a aglomeratului, cît și conținutul de FeO (fig. 4 și 5). Reducerea conținutului de FeO asigură obținerea unui aglomerat ușor reductibil și, prin acesta, contribuie la reducerea consumului specific de cocs din furnal.

Influența pe care o au asupra dinamicii procesului de aglomerare sub focar și calității aglomeratului obținut factorii K_s, τ_{am}, t'_a, în cazul utilizării aerului cald, poate fi pusă în evidență și cu ajutorul unor modele matematice, caracteristice acestui tip de proces. Ecuațiile acestor modele matematice au fost stabilite în lucrarea [2] și au forma:

$$W_{ag} = 12{,}94 + 0{,}15\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} - 0{,}89(\tau_{am} - 4) - 0{,}39\frac{t'_a - 725}{75} - 0{,}20(\tau_{am} - 4)\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} - 0{,}43\frac{t'_a - 725}{75}\cdot\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} + 0{,}44\cdot(\tau_{am} - 4)\frac{t'_a - 725}{75}$$

$$h = 50{,}88 + 0{,}38\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} + 9{,}40(\tau_{am} - 4) - 1{,}13\frac{t'_a - 725}{75} - 0{,}63(\tau_{am} - 4)\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} - 2{,}13\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50}\cdot\frac{t'_a - 725}{75} + 1{,}38(\tau_{am} - 4)\frac{t'_a - 725}{75}$$

$$F(-5) = 24{,}33 - 2{,}53\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} - 2{,}25(\tau_{am} - 4) + 0{,}65\frac{t'_a - 725}{75} + 0{,}75(\tau_{am} - 4)\cdot\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} - 0{,}25\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50}\cdot\frac{t'_a - 725}{75} - 0{,}075(\tau_{am} - 4)\frac{t'_a - 725}{75}$$

Cu ajutorul acestor ecuații se pot calcula valorile lui W_{ag}, h și $F(-5)$, pentru diferite valori ale variabilelor independente (K_s, τ_{am}, t'_a), dar în limite admise tehnologic.

Rezultatele optime obținute atît în urma cercetărilor efectuate folosind aer cald (fig. 2 — 5) la amorsare, cît și din calcule cu ajutorul ecuațiilor modelului matematic, în condițiile: $K_s = 4{,}55 - 4{,}90\%$; $\tau_{am} = 3$ min și $t'_a = 700 - 725°C$ sînt cuprinse în limitele: $W_{ag} = 17 - 18{,}33$ mm/min; $h = 50 - 55$ mm și fracția $F(-5) = 25 - 30\%$. Aceste valori au fost realizate în condițiile menținerii constante a factorilor $H = 400$ mm; $\Delta p_a = 750$ mm H_2O și $C_0 = 6 - 6{,}5\%$.

BIBLIOGRAFIE

[1] Voicu, Gh. *Cercetări privind influența înălțimii stratului de amestec asupra dinamicii procesului de aglomerare sub focar.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1984, p. 441

[2] Voicu, Gh. *Studii și cercetări privind amorsarea procesului de aglomerare a minereurilor de fier* (teză de doctorat). Institutul politehnic — București, 1981.

Dr. ing. Tr. Fleşer şi ing. Ileana Brudiu
Institutul de sudură şi încercări de materiale — Timişoara

Comparaţie între rezultatele încercării la fluaj utilizînd mai multe metode de extrapolare

CZ : 620.172.251.2

Problema extrapolării rezultatelor

Pînă în prezent au fost avansate mai multe propuneri pentru estimarea caracteristicilor de fluaj [1]. Au fost elaborate diferite ecuaţii bazate atît pe aspecte fenomenologice, cît şi pe anumite legi ale proceselor fizice care subordonează condiţiile de fluaj şi rupere.

Analiza rezultatelor din literatură arată că ecuaţiile parametrice nu pot fi utilizate pentru determinarea exactă a rezistenţei la fluaj pentru perioade mai mari de 100 000 h. Aceste ecuaţii exprimă procese fizice care evidenţiază acumularea deformaţiilor plastice şi ruperii la fluaj ce par a fi cele mai probabile. În cele mai multe cazuri, fluajul la scara macrovolumelor metalului este rezultatul efectului unui număr mare de micromecanisme [2].

Practica curentă permite extrapolarea în coordonate logaritmice pînă la un ordin de mărime. Există accepţiunea largă că metodele cele mai uzitate sînt cele bazate pe fenomene fizice bine definite şi pe utilizarea suplimentară a informaţiilor privind modificările structurii materialului.

O comparaţie între valorile rezistenţei tehnice de durată evidenţiază că pentru un număr mare de încercări la fluaj utilizînd metode complexe de prelucrare, de exemplu metode numerice sau metode numerice combinate cu cele grafice, se obţine un spor substanţial al preciziei determinărilor, comparativ cu metodele grafice tradiţionale. Cu toate acestea, vor fi necesare în continuare încercări la fluaj de lungă durată pentru a îmbunătăţi certitudinea caracteristicilor de fluaj determinate.

Eficienţa extrapolării depinde nu numai de tehnica de extrapolare utilizată, dar şi de coroborarea parametrilor încercării propriu-zise cu condiţiile de extrapolare.

Utilizarea frecventă a metodelor parametrice a permis concluzia că, în anumite cazuri, rezultatele experimentale prezintă o mai bună concordanţă cu o anumită metodă, iar în alte cazuri cu alta, chiar pentru aceeaşi clasă de oţeluri.

În prezentul material sînt coroborate rezultatele obţinute pentru rezistenţa tehnică de durată cu anumite metode noi, dezvoltate în unele ţări membre ale C.A.E.R.

Prezentarea unor metode de extrapolare

În R. S. România se utilizează curent nerestrictiv mai multe metode de extrapolare parametrice. Practica utilizării metodelor Larson-Miller (LM), Larson-Miller corectată (LMc), Scherby-Dorn (SD), Manson-Succop (MS) a evidenţiat rezultate care au corespuns cerinţelor, în limite rezonabile. În unele documente tehnice normative se recomandă unele metode, dar nu se interzice utilizarea şi a altora.

În ţările membre ale C.A.E.R. se aplică o serie de metode noi pentru determinarea rezistenţei tehnice de durată. Acestea au derivat din necesitatea extrapolării rezultatelor şi peste 100 000 h, durate care sînt atinse deja la multe grupuri termoenergetice. Metodele astfel dezvoltate se bazează pe o serie de investigaţii teoretice cu prelucrări matematice coroborate cu rezultatele experimentale.

O primă metodă din această categorie a fost prezentată în [3]. Ea aparţine unui grup de cercetători de la TNIITMAS — U.R.S.S. şi este simbolizată în lucrarea de faţă US1.

În lucrare se prezintă celelalte metode luate în considerare în cadrul colaborării C.A.E.R. [4], iar rezultatele sînt arătate comparativ cu metodele menţionate mai sus.

Cercetările din institutul sovietic menţionat s-au materializat şi prin elaborarea altor metode. Astfel, durata pînă la rupere se defineşte sub forma :

$$t_r = \exp(a) T^2 \cdot R^{-\frac{m}{T}} \exp\left(\frac{B - cR}{T}\right), \quad (1)$$

prin logaritmarea căreia se obţine :

$$\log t_r = A + \frac{B - cR}{T} - \frac{m}{T} \log R + 2 \log T \quad (2)$$

în care :

- T este temperatura, K ;
- R — tensiunea nominală, N/mm^2 ;
- t_r — durata pînă la rupere, h ;
- A, B, C — coeficienţi ai regresiei, calculaţi prin metoda celor mai mici pătrate ;
- m — coeficientul, definit prin norma sovietică OST 108.901.102-78 [4], avînd valoarea — 2 400.

Cu programul pe calculator întocmit în acest sens se determină întotdeauna rezistenţa tehnică de durată după [5]. Aceasta este notată simbolic în lucrare US2.

În continuare, pe baza acestei metode, prin programul de calcul se poate alege modelul cu valoarea cea mai mică a dispersiei coeficienților A, B, C la o selecție a lui m în domeniul 0 la 4 800, cu o rată de −800. Această metodă este numită US3.

O metodă elaborată în R.D.G. constituie o variantă actualizată a metodei Larson-Miller. Astfel, ea devine :

$$\log R = f(P) = f[T(C - \log t)] \qquad (3)$$

în care : $\log R = B_0 - B_1\bar{P} + B_2\bar{P}^2$ (4)

iar :

$$\bar{P} = P \cdot 10^{-4} \qquad (5)$$

cu notațiile :

R — tensiunea, N/mm²;
T — temperatura, K;
t — durata, h;
C, B, B_1, B_2 — coeficienți determinați prin metoda celor mai mici pătrate;
P — parametrul de extrapolare.

În prezentul material această metodă este numită metoda R.D.G.

Toate metodele de calcul al rezistenței tehnice de durată, menționate mai sus, au fost cuprinse într-un program de calcul utilizabil pe un calculator electronic.

În stare de livrare oțelul 12H1MF trebuie să îndeplinească cerințele din tabelul 3 pentru rezistența tehnică de durată.

Rezultatele experimentale și analiza lor

Seturile de epruvete din cele șase conducte au fost supuse încercării la fluaj în condițiile din tabelul 4. Extrapolarea rezultatelor s-a făcut prin opt metode de extrapolare la trei niveluri de temperatură și trei durate pentru marcajele $C1$ — $C4$, respectiv două durate la marcajele $C5$ și $C6$. Valorile rezistenței tehnice de durată astfel obținute se află în tabelul 5.

Dintr-o primă analiză a rezultatelor, se remarcă diferențe însemnate între valorile obținute prin metodele utilizate. Dacă pentru media aritmetică se iau în considerare valorile obținute prin toate cele opt metode de extrapolare, se constată că metoda R.D.G. a condus la valori constant peste medie (tab. 6). Totodată la marcajele $C1$ — $C4$ se remarcă chiar o creștere a abaterii odată cu creșterea duratei și temperaturii de extrapolare. În schimb, cu metodele SD și US1 s-au obținut valori sub medie, dar cu tendință de scădere la creșterea temperaturii și duratei de extrapolare.

Semnificația notațiilor din tabelul 6, iar în continuare și în tabelul 7, este următoarea,

Proveniența și condițiile de utilizare ale conductelor *Tabelul 1*

Destinația conductei	Dimensiunile, mm		Materialul	Parametrii de utilizare			Marcajul
	diam. ext.	grosime	marca*	presiune, bar	temperatura, °C	durata, h	
Conductă abur viu	326	38	12H1MF	140	540	89 100	C1
Conductă abur intermediar cald	426	16	12H1MF	24,4	540	89 100	C2
Conductă abur intermediar cald	426	16	12H1MF	24,4	540	89 100	C3
Conductă abur intermediar cald	426	16	12H1MF	24,4	540	88 652	C4
Conductă abur intermediar cald	426	17	12H1MF	21,5	545	94 200	C5
Conductă abur intermediar cald	426	17	12H1MF	21,5	545	94 200	C6

* — normă de livrare : GOST 10801-65

Compoziția chimică a oțelului utilizat, corespunzătoare stării de livrare *Tabelul 2*

Marca de oțel	Norma de livrare	C	Mn	Si	$P_{max.}$	$S_{max.}$	Cr	Mo	Ni	V	Cu, %
12H1MF	GOST 10801-65	0,08—0,15	0,40—0,70	0,17—0,37	0,025	0,025	0,90—0,20	0,25—0,35	0,25	0,15—0,30	0,20

Materialul investigat

Programul experimental a cuprins 6 conducte utilizate la transportul aburului în centrale termoelectrice. Dimensiunile conductelor și condițiile de utilizare sînt cuprinse în tabelul 1.

Compoziția chimică a fost determinată pe fiecare din aceste conducte după utilizare și se încadrează între limitele normei de livrare (tab. 2).

Tabelul 3

Rezistența tehnică de durată, prevăzută în norma de livrare, N/mm²

Marca de oțel	Norma de livrare	$R_{r/10000/560}$	$R_{r/100000/650}$
12H1MF	GOST 10801-65	140	105

pe măsura creșterii temperaturii, respectiv a duratei de extrapolare :

" + "; " — ", valoarea rezistenței tehnice de durată este peste, respectiv sub medie;

Condițiile de efectuare a încercării la fluaj și duratele de încercare *Tabelul 4*

Tensiunea, N/mm²	Temperatura °C	Temperatura K	Durata de încercare, h C1	C2	C3	C4	C5	C6
98	600	873	210,0	606,0	133,0	148,0	65,0	11,1
	600	873	452,0	715,0	205,0	134,0	129,7	11,2
	580	853	1 324,5	1 404,0	1 794,0	1 348,0	484,0	153,5
	580	853	1 861,0	1 719,0	1 785,0	1 409,0	840,0	106,0
	560	833	3 834,0	3 315,0	3 696,0	3 840,0	2 420,0	1 738,0
	560	833	3 818,0	3 834,0	3 806,0	3 140,0	3 033,0	1 390,0
147	560	833	48,0	75,0	26,0	112,0	55,0	48,0
	560	833	11,2	159,0	44,3	118,0	61,0	17,0
	540	813	282,0	1 177,0	240,0	520,0	81,5	66,5
	540	813	350,0	414,5	260,0	394,0	89,3	84,5
	520	793	1 913,0	2 335,0	1 020,0	2 100,0	376,0	587,0
	520	793	2 821,0	1 490,0	1 114,0	2 206,0	382,5	794,0
196	520	793	80,0	125,0	48,0	43,0	7,0	18,0
	520	793	108,0	140,0	79,0	54,0	17,2	14,0
	500	773	312,0	1 115,0	348,0	293,0	22,0	222,0
	500	773	127,0	1 130,0	48,0	350,0	57,7	130,7
	500	753	1 099,9	1 379,0	810,0	1 556,0	624,0	455,0
	500	755	1 125,0	1 390,0	1 026,0	1 201,0	621,0	441,0

Rezistența tehnică de durată obținută prin extrapolare, N/mm² *Tabelul 5 a*

Marcajul	Metoda de extrapol.	$R_{r/10\,000}$ 793	803	813	$R_{r/20\,000}$ 793	803	813	$R_{r/30\,000}$ 793	803	813, K
C1	LM	118,44	110,73	103,53	110,77	103,48	96,67	106,52	99,46	92,87
	LMc	123,63	115,20	107,53	116,53	108,50	101,03	112,56	104,76	97,51
	SD	121,73	113,48	105,92	114,53	106,76	99,69	110,51	103,02	96,20
	MS	122,70	114,67	107,17	115,44	107,89	100,83	111,39	104,11	97,29
	US1	116,22	108,85	101,96	108,36	101,48	94,89	104,01	97,78	90,99
	US2	127,63	117,52	107,67	119,41	109,41	99,69	114,68	104,75	95,11
	US3	126,45	116,78	107,55	118,58	109,17	100,22	114,11	104,86	96,08
	R.D.G.	138,60	128,48	119,00	133,33	123,48	114,28	130,33	120,68	111,56
C2	LM	123,87	114,94	106,65	114,99	106,60	98,82	110,02	102,00	94,50
	LMc	120,33	111,81	103,89	110,92	102,96	95,57	105,76	58,11	91,02
	SD	118,27	109,99	102,46	108,73	101,11	94,20	103,51	96,26	89,68
	MS	119,71	111,60	104,04	110,14	102,68	95,73	104,90	97,79	91,17
	US1	121,48	112,81	104,77	112,24	104,13	96,61	107,17	99,36	92,13
	US2	121,84	111,75	102,05	110,73	100,92	91,54	104,44	94,82	85,64
	US3	120,55	111,23	102,26	110,30	101,50	93,26	104,63	96,11	88,19
	R.D.G.	143,37	132,67	122,76	137,86	127,51	117,79	134,71	124,52	114,94
C3	LM	116,40	108,46	101,07	108,51	101,02	94,05	104,14	96,91	90,18
	LMc	122,14	113,47	105,41	114,86	106,63	98,98	110,81	102,82	95,40
	SD	120,32	111,84	104,15	112,96	105,00	97,78	108,86	101,19	94,23
	MS	121,71	112,92	105,22	113,73	105,99	98,17	109,60	102,13	95,17
	US1	114,03	106,43	99,34	105,92	98,77	92,10	101,45	94,55	88,12
	US2	124,11	113,91	104,00	115,50	105,44	95,70	110,56	100,59	90,97
	US3	123,00	113,35	104,18	114,86	105,51	96,66	110,24	101,08	92,42
	R.D.G.	137,74	127,47	117,82	132,40	122,39	113,00	129,35	119,49	110,25
C4	LM	118,21	109,77	101,93	109,82	101,88	94,52	105,18	97,43	90,43
	LMc	124,61	115,41	106,89	117,02	108,29	100,21	112,79	104,33	96,50
	SD	122,83	113,88	105,78	115,20	106,81	99,21	110,96	102,87	95,55
	MS	123,86	115,10	106,95	116,14	107,92	100,28	111,84	103,93	96,57
	US1	115,66	107,54	99,99	107,00	99,39	92,33	102,24	94,91	88,12
	US2	127,68	117,20	107,01	119,07	108,72	98,69	114,12	103,85	93,93
	US1	128,55	117,78	107,06	119,69	108,86	98,16	114,53	103,70	93,01
	R.D.G.	142,62	131,40	120,50	136,83	125,70	114,92	133,48	122,41	111,71

Tabelul 5b

Marcajul	Metoda de extrapol.	$R_{r/10\,000}$ 793	803	813	$R_{r/15\,000}$ 793	803	813, K
C5	LM	110,00	105,04	98,72	93,03	85,70	78,96
	LMc	117,50	102,61	96,35	110,38	101,05	92,51
	SD	118,00	108,50	101,85	104,37	100,42	92,40
	MS	119,20	110,45	103,79	104,44	100,68	92,63
	US1	109,82	102,65	96,02	100,27	93,39	87,04
	US2	117,37	108,16	99,18	112,94	103,78	94,87
	US3	116,69	108,02	99,74	112,51	103,97	95,82
	R.D.G.	133,05	123,30	112,97	130,08	120,43	111,19
C6	LM	109,41	102,67	96,35	105,44	98,90	92,77
	LMc	115,77	108,23	101,18	112,08	104,70	97,88
	SD	113,80	106,58	99,98	110,08	103,10	96,71
	MS	114,79	107,70	101,09	111,00	104,19	97,80
	US1	107,04	100,61	94,58	102,97	96,75	90,90
	US2	114,99	103,21	91,87	110,28	98,61	87,40
	US3	115,42	103,02	90,80	110,50	98,90	85,90
	R.D.G.	130,15	117,23	104,65	126,25	113,37	100,88

Tendințele și abaterile rezistenței tehnice de durată ca medie a opt metode de extrapolare *Tabelul 6*

Marcajul metodei de extrapolare	*C*1	*C*2	*C*3	*C*4	*C*5	*C*6
LM	—S	+c	—S	—S	—S	—S
LMc	—S	—S	— +	— +	— +	+C
SD	—S	—S	—S	—S	+ —	— +
MS	—S	—S	— +	— +	+ —	— +
US1	—S	—S	—S	—S	—S	—S
US2	+ —	—S	— +	+ —	— +	—C
US3	+ —	—S	— +	+ —	— +	+ —
R.D.G.	+C	+C	+C	+C	+S	+S
Abaterea (—)	— 7,96	— 8,30	— 8,28	— 9,63	—14,74	—7 ,29
(%) (+)	+15,32	+23,13	+16,93	+17,97	+19,20	+13,66

C ; *S*, valoarea rezistenței tehnice de durată are tendință de a se îndepărta, respectiv de a se apropia de medie ;

" — + "; " + — ", valoarea rezistenței tehnice de durată trece peste, respectiv sub medie.

Celelalte metode de extrapolare nu au prezentat o poziție constantă la seriile de rezultate obținute. La unele marcaje s-au evidențiat chiar tendințe de scădere și apoi de creștere în jurul valorii medii a rezistenței tehnice de durată.

Abaterile cele mai mari în sens pozitiv au fost obținute prin metoda R.D.G., de unde se deduce aprecierea că se acceptă un procent mai ridicat de risc în exploatare. Cu toate acestea, metoda duce la utilizarea mai deplină a rezervelor materialului, ceea ce, în condițiile unei certitudini ridicate asupra constanței caracteristicilor mecanice ale oțelului, duce a avantaje economice.

La marcajele *C*1, *C*3, *C*4 și *C*6, metoda US1 a dus la valorile cele mai scăzute față de medie. Aceasta permite aprecierea că, în condițiile prevăzute, metoda duce la o subestimare a capacității de utilizare a oțelului ; metoda SD se situează într-o situație similară la rezultatele marcajului *C*2. De aici se poate afirma că metodele US1 și SD sînt mai exigente decît celelalte metode. Riscul în timpul utilizării conductelor cu această prelucrare a rezultatelor este mai redus. Din punct de vedere economic, este posibil să se lucreze la parametrii care nu evidențiază în totalitate posibilitățile de utilizare ale oțelului.

În ansamblu, la marcajele *C*1, *C*3, *C*4 și *C*6, dispersia rezultatelor este situată în intervalul — 9,63 și +23,13 % față de media calculată. Valoarea cea mai scăzută a abaterii este înregistrată cu metoda US1 la marcajul C_4, în timp ce metoda R.D.G. a dus la valoarea cea mai ridicată la marcajul C^2.

O diferență mare apare între metodele de extrapolare la marcajul *C*5. Abaterile de la medie, în cazul utilizării a opt metode, sînt de —14,74 și +19,20 %. La valorile negative scăzute au contribuit substanțial metodele LM și apoi US1. Și aici metoda R.D.G a dus la abaterile pozitive cele mai ridicate.

Lăsînd la o parte valorile obținute pentru rezistența tehnică de durată prin metoda R.D.G., se calculează media între primele șapte metode de extrapolare. Abaterile de la medie astfel obținute sînt mult mai reduse (tab. 7). Abaterile se încadrează între — 7,25 și +1,61 %, pentru aceste metode utilizate la marcajele *C*1 — *C*4 și *C*6. În această situație, abaterile față de prelucrarea cu toate cele opt metode sînt mult mai mici, în special la abaterile în sens pozitiv față de medie.

Compararea rezultatelor de la marcajul *C*5 este similară analizării a opt metode de extrapolare. Abaterea maximă este de —11,75 %, determinată de metoda LM, urmată de US1 cu —5,11 %.

Tabelul 7

Tendințele și abaterile rezistenței tehnice de durată ca medie a șapte metode de extrapolare

Marcajul met. de extrapolare	*C*1	*C*2	*C*3	*C*4	*C*5	*C*6
LM	—C	+C	+S	—S	—S	—S
LMc	+C	— +	+C	+C	— +	—S
SD	—+	—S	+C	— +	— +	+C
MS	+C	— +	+C	+C	— +	+C
US1	—S	+C	—S	—S	—S	—S
US2	+S	—C	+ —	+S	— +	+ —
US3	+S	—C	+S	+ —	+S	+ —
Abaterea (—)	—5,00	— 2,14	— 6,02	— 7,25	—11,75	— 5,44
(∞) (+)	+ 4,27	+ 4,61	+ 3,27	+ 3,76	+ 7,13	+ 4,05

Abaterile în sens pozitiv apar la metoda US2 la valoarea + 7,13 %.

Pentru nici una dintre metodele de extrapolare nu se remarcă o plasare constantă peste sau sub media obținută, cu excepția metodei R.D.G.

O imagine sugestivă privind modificările rezistenței tehnice de durată în funcție de temperatură, în cazul considerării valorilor medii pe baza a opt sau șapte metode de extrapolare, rezultă din figurile 1—6, corespunzătoare celor șase conducte investigate.

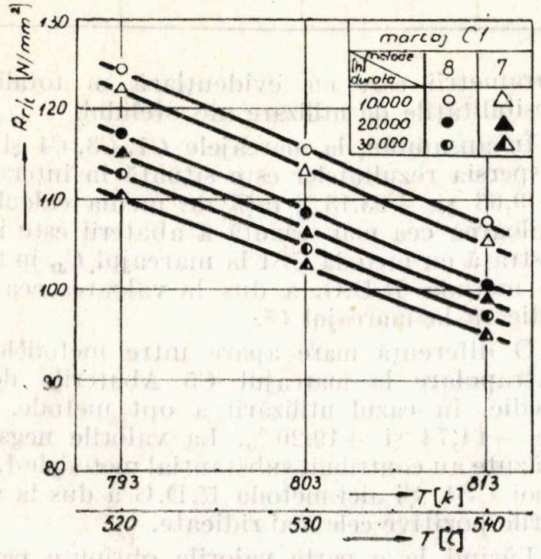


Fig. 1. Dependența rezistenței tehnice de durată și temperatura de extrapolare, la conducta *C1*

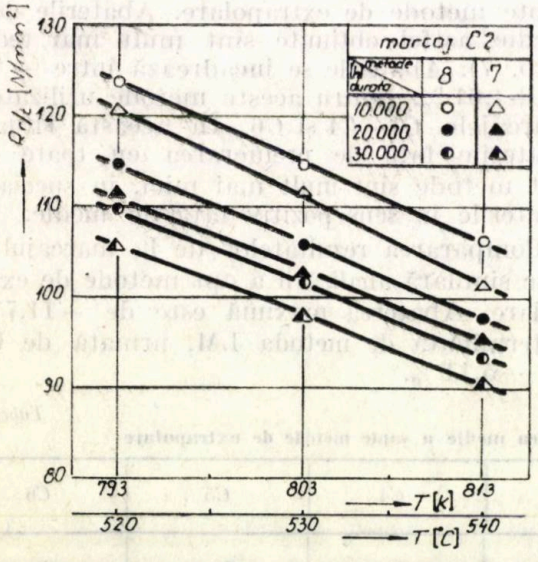


Fig. 2. Dependența rezistenței tehnice de durată și temperatura de extrapolare, la conducta *C2*

În toate cazurile se constată influența metodei R.D.G. care a făcut ca media obținută cu opt metode de extrapolare să fie mai ridicată decît în cazul utilizării a numai șapte metode, fără metoda R.D.G. Evident, translația liniilor din aceste figuri nu este paralelă, întrucît, așa cum rezultă și din tabelele 6 și 7, apar diferențe în ceea ce privește răspunsul fiecărui grup de rezultate al unei conducte față de ansamblul metodelor de extrapolare.

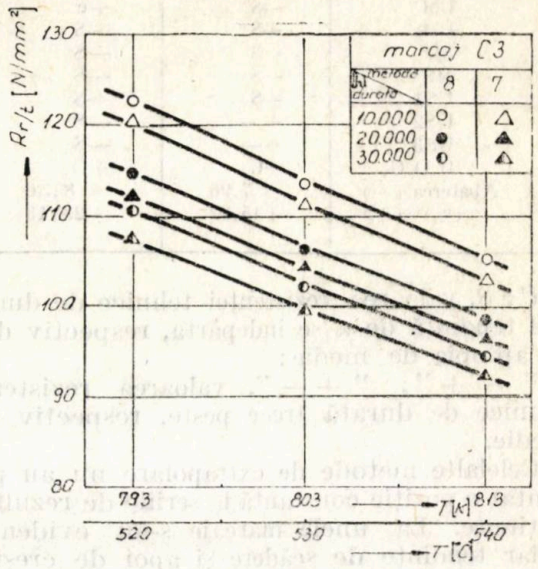


Fig. 3. Dependența rezistenței tehnice de durată și temperatura de extrapolare, la conducta *C3*

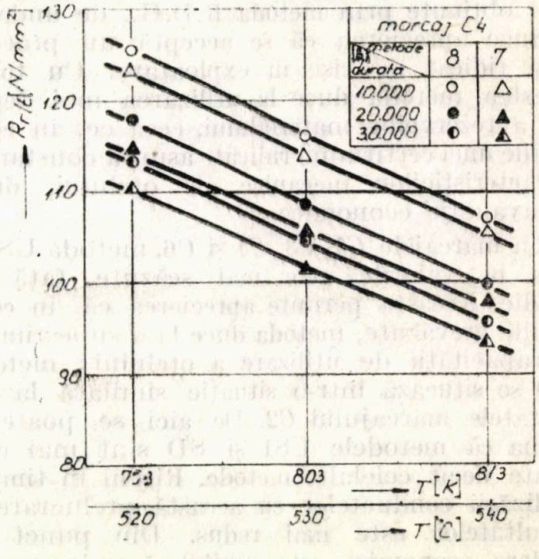


Fig. 4. Dependența rezistenței tehnice de durată și temperatura de extrapolare, la conducta *C4*

Aprecieri finale

Abaterile față de medie, mult mai reduse în cazul utilizării a numai șapte metode, situează valorile rezistenței tehnice de durată în limitele de dispersie ale metodelor de extrapolare. În asemenea condiții, se evidențiază posibilitatea prelucrării rezultatelor încercării la fluaj cu aceste metode, ceea ce constituie un spor în certitudinea valorilor obținute. Prelucrarea rezultatelor numai cu o anumită metodă de extrapolare nu poate fi suficientă, în timp

ce rezultatele obținute prin mai multe metode într-o bandă de dispersie, rezonabil de strînsă, constituie o dovadă elocventă pentru caracteristicile de exploatare. Se deduce de aici posibilitatea utilizării raționale a oțelului la nivelul rezervelor sale.

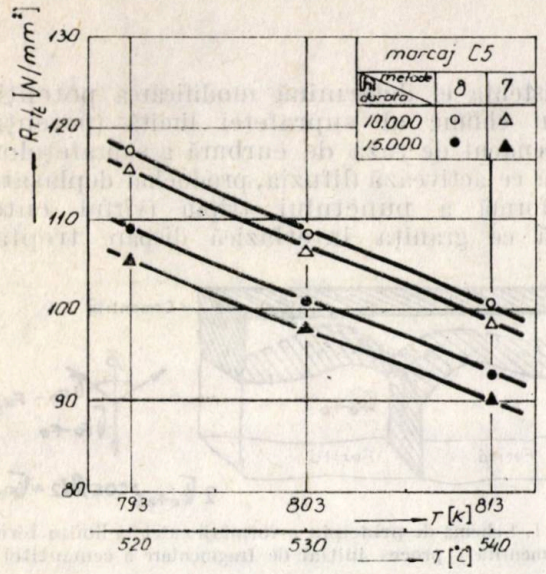


Fig. 5. Dependența rezistenței tehnice de durată și temperatura de extrapolare, la conducta *C5*

Diferența relativ mare a rezistenței tehnice de durată în cazul metodei R.D.G., raportată la media obținută prin opt metode de extrapolare, nu poate constitui un motiv de reținere în utilizarea acestei metode.

Noile metode sovietice comparate global cu metodele LM, LMc, SD, MS pot fi considerate suficient de omogene.

Se recomandă prelucrarea rezultatelor încercărilor la fluaj prin cît mai multe metode de extrapolare consacrate, o analiză comparativă a rezultatelor avînd rolul să definească rezervele oțelului.

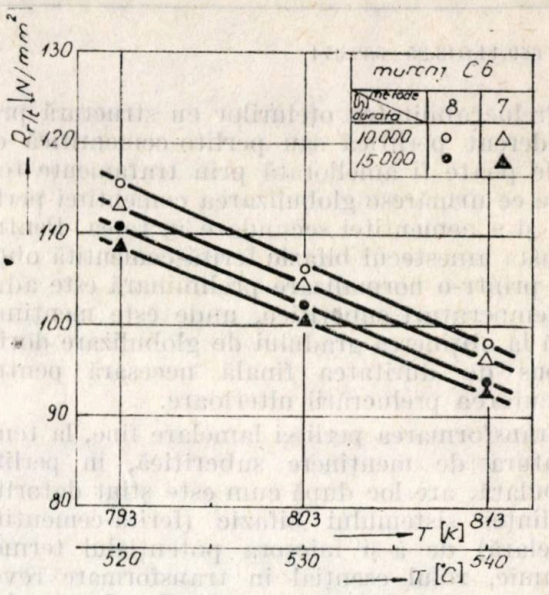


Fig. 6. Dependența rezistenței tehnice de durată și temperatura de extrapolare, la conducta *C6*

BIBLIOGRAFIE

[1] Granacher, J. *Zur Extrapolation der Zeitstandfestigkeit warmfester Stähle.* Dr. Ing. Diss. 1967, TH Darmstadt.

[2] Trunin, J. J. și colab. *New Method of the Extrapolation of Creep-Test and Long Time Strength Results.* În: Creep, C.S.S.R. Mala Tatra, 1971.

[3] Fleșer, T. și Brudiu, I. *Considerații asupra rezervei de utilizare a oțelurilor și extrapolarea rezultatelor încercării la fluaj.* În: Metalurgia R. S. R., nr. 4, 1985, p. 186—190.

[4] * * * *Aprecierea comparativă a exactității metodelor de prelucrare și extrapolare a datelor obținute de la încercările la fluaj, metode aplicate în țările membre C.A.E.R.* Dare de seamă la tema 22.06. k, Varna, 1984.

[5] * * * *Cazane, turbine și conducte. Metode de determinare a rezistenței la temperaturi înalte a metalelor.* Normă tehnică de ramură OST 108.901.102-78, U.R.S.S.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 4, 1985

Eficiența procesului de compactare a încărcăturilor de cărbuni pentru cocsificare, p. 6 — Încercări industriale ale încărcăturilor cu participarea cărbunilor aglutinanți săraci, de Karaganda, p. 8 — Elaborarea metodei de stabilire directă a capacității de aglutinare reale a cărbunilor, p. 10 — Influența mediului din interiorul porilor asupra proprietăților huilelor, p. 13 — Estimarea distinctă a rezistenței cocsului pe baterii, p. 15 — Aglomerarea cărbunilor și formarea structurii cocsului în prezența gudronului de huilă ca adaos mezogen, p. 16 — Studierea proprietăților fizicochimice ale cocsului și ale înlocuitorilor acestora, p. 21 — Studierea cauzelor degradării cărămizilor compacte silica în bateriile de cocsificare de mare productivitate, p. 24 — Încercări experimentale și industriale ale tratamentului de oxidare a gudronului de huilă în strat subțire, p. 26 — Influența acizilor asupra scoaterii și calității porțiunii cu gudron din gudronul de huilă, p. 29 — Proprietățile gudroanelor de huilă care conțin fracții cu structură diferită, p. 33 — Autooxidarea gudronului de huilă în soluții, p. 37 — Sistem de încărcare în cuptoarele cu cameră a încărcăturii pregătite termic, p. 41 — Influența densității gazului de cocserie asupra solicitării suflantelor și cheltuielilor de energie, p. 42 — Aparat de înregistrare a perioadei de stingere și a depunerii cocsului, p. 49 — Principii de bază ale calculului instalațiilor biochimice pentru epurarea apelor reziduale, p. 53 — Siguranța contra incendiilor în industria cocsochimică, în cazul efectuării unor lucrări cu flacără, p. 56.

Dr. ing. Munteanu Al.
Universitatea din Braşov

Influenţa deformării la rece asupra globulizării cementitei în oţelurile carbon de scule

CZ : 669.14.018.25 : 539.374

Prelucrabilitatea oţelurilor cu structură preponderent perlitică sau perlito-cementitică de scule poate fi ameliorată prin tratamente termice ce urmăresc globulizarea cementitei perlitice şi a cementitei secundare în reţea. Pentru aceasta amestecul bifazic ferită-cementită obţinut printr-o normalizare preliminară este adus la temperaturi subcritice, unde este menţinut pînă la obţinerea gradului de globulizare dorit, impus de duritatea finală necesară pentru executarea prelucrării ulterioare.

Transformarea perlitei lamelare fine, la temperatura de menţinere subcritică, în perlită globulară, are loc după cum este ştiut datorită tendinţei sistemului bifazic (ferită-cementită lamelară) de a-şi micşora potenţialul termodinamic, rolul esenţial în transformare revenind energiei datorate tensiunilor interfazice şi nu energiilor libere care rămîn practic neschimbate pe parcursul procesului, datorită păstrării constante a temperaturii şi prezenţei aceloraşi faze.

Amestecul mecanic iniţial, format din ferită şi cementită lamelară, posedă o energie de suprafaţă (produsul între tensiunea interfazică şi suma suprafeţelor limită iniţiale) mai mare decît amestecul final format din aceleaşi faze în care cementita se globulizează, şi aceasta datorită faptului că forma sferică asigură la acelaşi volum fazic suprafaţa minimă.

Trebuie însă menţionat că procesul de globulizare nu este practic o schimbare simplă a formei cementitei (iniţial considerată paralelipipedică) în sferică, acest lucru nefiind posibil, deoarece ar presupune procese de difuzie pe distanţe relativ mari comparabile cu lungimea unei lamele de cementită. În realitate, mecanismul de globulizare, demonstrat practic prin microscopie optică şi electronică, presupune fragmentarea lamelei de cementită sub efectul unui proces de difuzie localizat, cauzat de existenţa unor defecte la limita ferită-cementită, respectiv ferită-ferită şi de existenţa unor diferenţe între mărimea şi orientarea tensiunilor superficiale.

Procesul de fragmentare debutează cu apariţia la limita ferită-cementită în zona în care coexistă însă o limită ferită-ferită a unei cute ce se dezvoltă prin difuzie atît în ferită, cît şi în cementită (fig. 1).

Formarea acestei cute este urmarea tendinţei de echilibrare a tensiunilor ce acţionează la suprafaţa limită ferită-cementită (σ_{Fe-Cem}) şi a tensiunilor la suprafaţa ferită-ferită (σ_{Fe-Fe}). Existenţa ei determină modificarea potenţialului chimic al suprafeţei limită (potenţial dependent de raza de curbură a suprafeţelor), ceea ce activează difuzia, producînd deplasarea uniformă a punctului triplu (vîrful cutei) pînă ce graniţa interfazică dispare treptat,

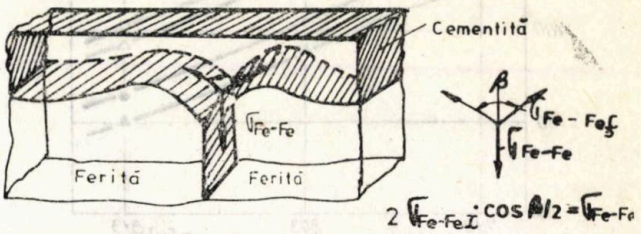


Fig. 1. Schema de principiu a formării cutei la limita ferită-cementită — proces iniţial de fragmentare a cementitei

iar lamela de cementită se fragmentează (fig. 2). Fragmentarea lamelei de cementită este urmată apoi de globulizarea porţiunilor obţinute, respectiv de fenomenul de coalescenţă.

În privinţa tipului difuziei, pe parcursul avansării cutei, nu există încă unanimitate de

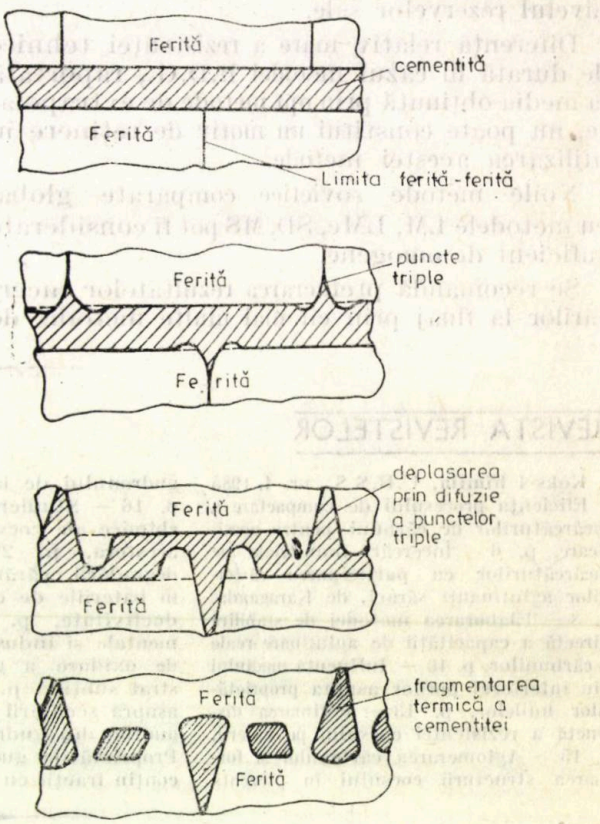


Fig. 2. Schema mecanismului fragmentării cementitei prin deplasarea punctului triplu

păreri, unii cercetători considerînd deplasarea datorată difuziei de suprafață, alții, difuziei volumice și, în sfîrșit, ultimii, difuziei combinate de suprafață și volum. În funcție de tipul difuziei, s-au propus diverse modele matematice, care definesc cinetica procesului, respectiv modul de avansare în timp și spațiu al suprafeței limită marcată de cută.

Analiza acestor modele [1], [4] face posibilă definirea factorilor ce influențează cinetica procesului, factori ce pot fi aleși astfel încît durata globulizării să poată fi scurtată.

Din acești factori se pot enumera : temperatura procesului, parametru ce influențează orice proces de difuzie, grosimea lamelelor de cementită, distanța între limitele grăunților de ferită adiacenți unei lamele de cementită, concentrațiile în carbon ale feritei în echilibru cu cementita, mărimea tensiunilor la limita ferită-cementită, respectiv ferită-ferită.

Pornind de la aceste observații preliminare, lucrarea de față urmărește să analizeze influența unui proces de deformare plastică la rece aplicat înaintea recoacerii de globulizare subcritică, avîndu-se în vedere că deformarea plastică la rece prin energia acumulată în defecte și recristalizarea ulterioară influențează marea majoritate a factorilor menționați.

Modul de lucru

Din oțel OSC 7 STAS 1700-80 sub formă de platbandă, cu o compoziție chimică ușor hipoeutectoidă : 0,71% C ; 0,32% Mn ; 0,27% Si ; 0,03% S și 0,007% P s-au executat epruvete cu [ ] 10 × 20 mm, care au fost supuse unui tratament termic de recoacere completă cu scopul obținerii unei structuri de echilibru perlito-feritice în care perlita să fie lamelară.

Pentru aceasta, încălzirea în vederea recoacerii s-a efectuat la temperatura de 820° C deasupra punctului critic Ac_3 al oțelului, menținerea a urmărit doar egalizarea temperaturii, după care s-a executat răcirea odată cu cuptorul de la 820 la 550° C într-o oră.

Structura perlitică obținută în aceste condiții a fost lamelară, prezentînd însă un început de globulizare (fig. 3), care a îngreuiat într-o oarecare măsură analiza microscopică comparativă ce a urmat.

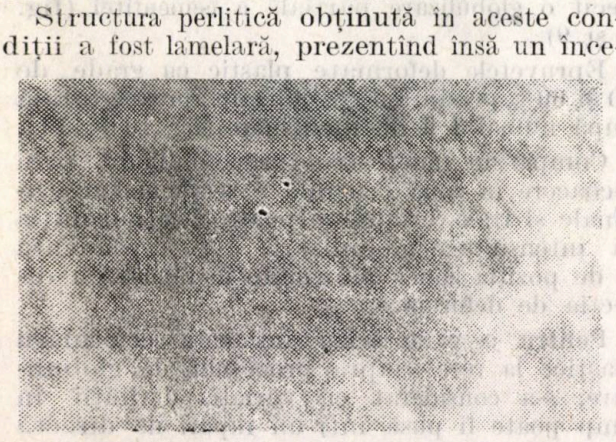


Fig. 3. Structura perlită-ferită inițială, înainte de deformare plastică la rece, 1000 : 1, atac Nital

În continuare, epruvetele au fost refulate la rece cu grade de deformare diferite de 15, 30 și 60%, structurile după deformarea plastică la rece, cu grade de deformare de 15 și 60% în secțiune longitudinală și transversală, fiind prezentate în figurile 4, 5.

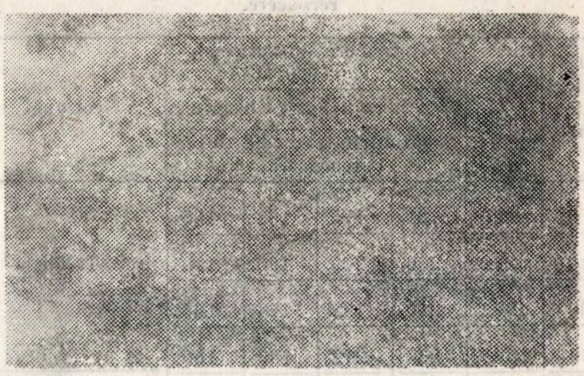


Fig. 4. Structura metalografică în zona centrală a secțiunii longitudinale după deformare cu un grad de deformare 15%, 1000 : 1, atac Nital

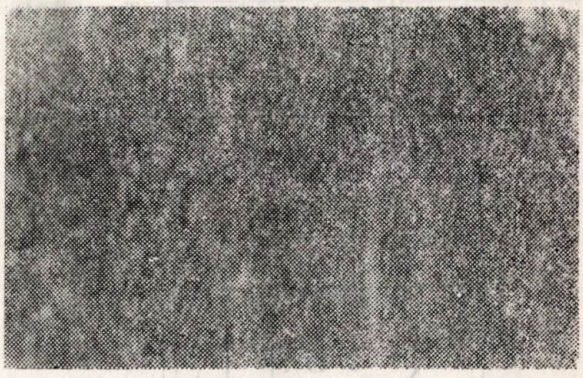


Fig. 5. Structura metalografică în zona centrală a secțiunii longitudinale după deformare cu un grad de deformare 60%, 1000 : 1, atac Nital

Epruvetele deformate plastic la rece au fost apoi încălzite la temperatura de 630° C, durata de menținere fiind cuprinsă între 1 și 6 h.

După recoacerea subcritică, epruvetele au fost secționate longitudinal și transversal în zona situată la jumătatea înălțimii epruvetei deformate, urmărindu-se structura microscopică la puteri de mărire de 1 000 și 330 ori și microduritatea prin metoda Vickers în zona centrală a secțiunii unde gradul de deformare realizat este cel mai uniform. Rezultatele încercării de microduritate (media a cinci încercări pe fiecare epruvetă deformată) sînt prezentate în tabelul 1.

În figurile 6 și 7 sînt prezentate variațiile microdurităților în funcție de durata menținerii la temperatura de 630° C și de gradul de deformare pentru structura inițială din zona centrală a secțiunii longitudinale și transversale.

Observații privind desfășurarea procesului

Executarea deformării plastice la rece provoacă ecruisarea feritei, modificarea formei cristalelor de ferită, fragmentarea și/sau compactarea lamelelor de cementită în funcție de

Tabelul 1

Tab. 1. Rezultatele încercării de microduritate în zona centrală a secțiunii longitudinale și transversale înainte și după recoacere.

Grad de deformare, %	Microduritate inițială medie, *HV*	Recoacere subcritică, $T = 630°$ C				Secțiune
		$\tau = 1$ h	$\tau = 2$ h	$\tau = 4$ h	$\tau = 6$ h	
		Microduritate medie după recoacere				
0	196	181	175	163	155	Longitudinală
15	212	208	205	196	190	
30	272	210	192	178	164	
60	355	253	212	180	160	
0	206	198	181	170	160	Transversală
15	219	215	206	193	187	
30	245	230	207	187	173	
60	264	236	206	181	160	

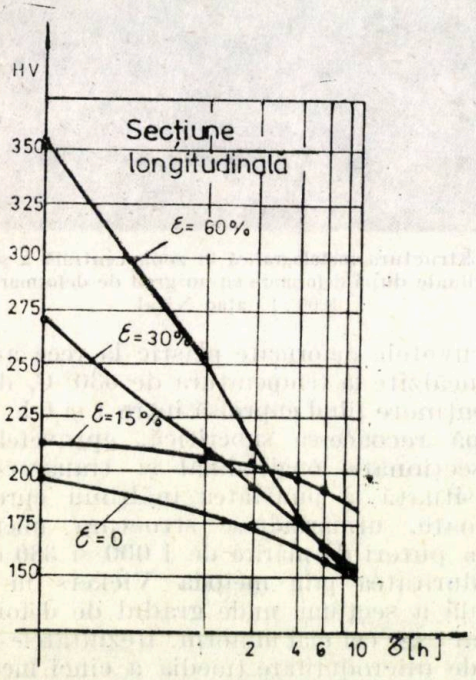


Fig. 6. Variația microdurității în timp, în funcție de gradul de deformare pentru secțiunea longitudinală

poziția lamelei în raport cu direcția forței deformatoare, acumularea unei energii suplimentare în rețeaua feritei și cementitei, modificarea poziției relative între faze și a tensiunii superficiale.

Urmărind figurile 6, 7 și tabelul 1, se poate observa că deformarea plastică conduce la mărirea microdurității de la valoarea inițială

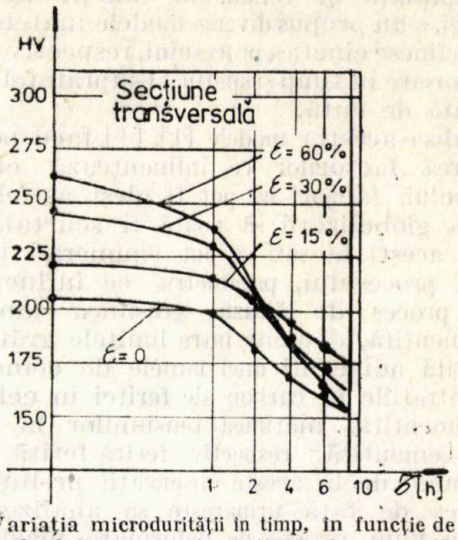


Fig. 7. Variația microdurității în timp, în funcție de gradul de deformare pentru secțiunea transversală

de 196—206 *HV* în stare nedeformată la 264—355 *HV*, în funcție de gradul de deformare local și poziția coloniilor perlitice, în raport cu direcția forței de deformare.

Încălzirea epruvetelor la temperatura de 630° C va provoca la început recristalizarea nefazică a feritei (acest fenomen avînd loc în primele 60—90 min de menținere, cu intensități diferite în funcție de gradul de deformare prealabil realizat) simultan cu recristalizarea nefazică, iar apoi, singular, fenomenul de fragmentare și de globulizare al cementitei.

Analiza microscopică (la o putere de mărire de 1000 : 1) indică faptul că procesul de recristalizare al feritei joacă la această temperatură un rol determinant în globulizarea cementitei. Astfel, pe epruvetele nedeformate și deformate la grade de deformare mici (în jurul valorii critice 15 %) după o durată de menținere de 6 h la recoacere subcritică, nu se constată decît o globulizare parțială a cementitei (fig. 8 și 9).

Epruvetele deformate plastic cu grade de 30 și 60 % prezintă o globulizare aproape totală după numai 4 h de menținere (fig. 10 și 11).

Comparînd microstructurile obținute prin recoacere în zona centrală a secțiunii longitudinale și transversale, se poate face afirmația că intensitatea globulizării este dependentă și de poziția zonei deformate în raport cu direcția de deformare.

Pentru a caracteriza influența deformării plastice la rece asupra procesului de globulizare, s-a considerat că variația durității în timp poate fi pusă într-un raport de directă proporționalitate cu intensitatea globulizării. Astfel, s-a introdus un indicator adimensional

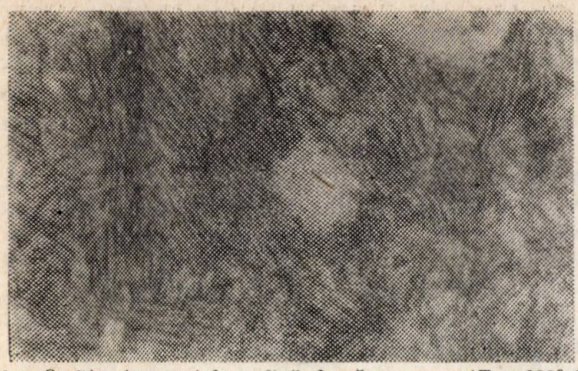


Fig. 8. Structura metalografică după recoacere ($T = 630°$ C ; $\tau = 6$h) în secțiune longitudinală epruvetă nedeformată (1 000 : 1, Nital)

Fig. 9. Structura metalografică după recoacere ($T = 630°$ C ; $\tau = 6$h) în secțiune longitudinală epruvetă deformată $\varepsilon = 15\%$ (1 000 : 1, Nital)

Fig. 10. Structura metalografică după recoacere ($T = 630°$ C ; $\tau = 4$h) în secțiune longitudinală epruvetă deformată $\varepsilon = 30\%$ (1 000 : 1, Nital)

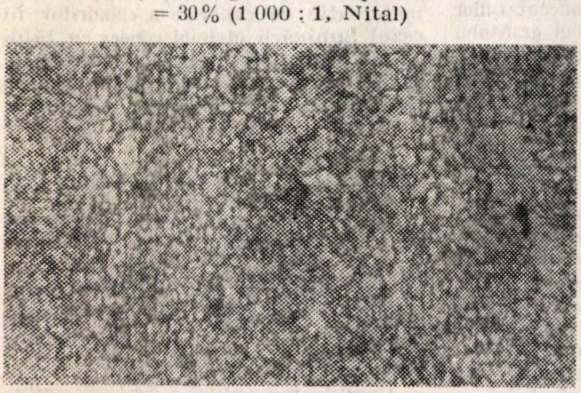


Fig. 11. Structura metalografică după recoacere ($T = 630°$ C ; $\tau = 2$h), grad de deformare 60 %, 1 000 : 1, atac Nital

al cineticii globulizării $I_g = K\frac{dH}{d\tau}$, a cărui variație prezintă în mod indirect, dar sugestiv, evoluția globulizării în condițiile date (constanta K ia valoarea 1 și se măsoară în s/HV).

Trebuie menționat că în prima oră de menținere variația durității nu poate fi pusă în dependență numai de procesul de globulizare a cementitei, ci și de cel de recristalizare al feritei care are loc în același timp. Din această cauză, comparația acestor indicatori în perioada recristalizării feritei nu este edificatoare.

Figurile 12 și 13 reprezintă modul de variație al intensității globulizării (I_g), în timp și în funcție de gradul de deformare realizat. Se

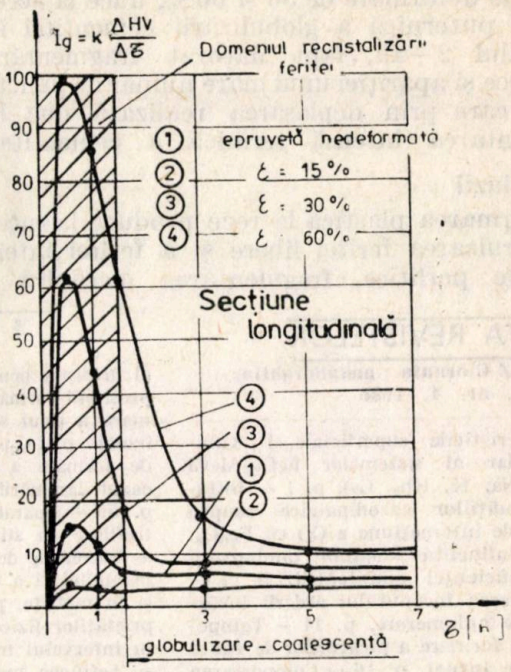


Fig. 12. Variația indicelui de globulizare pentru zona centrală a secțiunii longitudinale

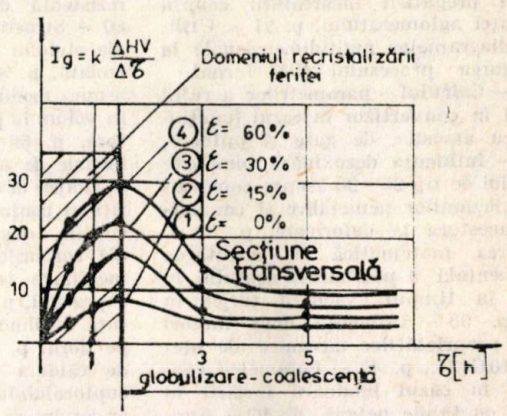


Fig. 13. Variația indicelui de globulizare pentru zona centrală a secțiunii transversale

poate constata că, la un grad de deformare de 15% situat în domeniul gradelor critice de deformare ale feritei, procesul de globulizare

este foarte lent (fapt pus în evidență și metalografic), mai lent decît în cazul epruvetelor nedeformate.

Această anomalie poate fi explicată prin faptul că, la acest grad de deformare, energia acumulată este insuficientă germinării și creșterii grăunților feritici echiaxiali, cu formarea limitelor necesare apariției cutelor, astfel încît, datorită temperaturii relativ ridicate, se vor forma grăunți feritici recristalizați de mari dimensiuni care vor îngloba lamele de cementită, lamele care în procesul de deformare nu au fost fragmentate, prezentînd astfel o stabilitate ridicată la globulizare.

Practicarea deformării plastice la rece, cu grade de deformare de 30 și 60%, duce la accelerarea puternică a globulizării cementitei în intervalul 2—4h, fapt datorat fragmentării mecanice și apariției unui mare număr de puncte triple, care prin deplasarea realizată duc la fragmentarea intensă termică a cementitei.

Concluzii

Deformarea plastică la rece produce la început ecruisarea feritei libere și a feritei interlamelare perlitice, fragmentarea mecanică a lamelelor groase de cementită și deformarea lamelelor subțiri. În timpul recoacerii subcritice, are loc recristalizarea feritei, în funcție de gradul de deformare practicat, și, simultan cu aceasta, o globulizare intensă la început care continuă apoi cu intensitate mai scăzută spre sfîrșitul perioadei de menținere. Practicarea unor grade de deformare scăzute apropiate de gradul critic de deformare al feritei 15—20% nu numai că nu contribuie la intensificarea procesului de globulizare, ci dimpotrivă încetinește acest proces.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nijhof, Gh. *Einfluß einer Kaltverformung auf die Einformung von Zementit in einem Stahl mit lamellarem Perlit.* În: H.T.M., R.F.G., nr. 35, 1980 — 2, p. 59—65.

[2] Paqueton, H. și Pineau, A. *Acceleration for pearlite spheroidization by thermochemical treatment.* În: J. of Iron Steel Inst., S.U.A., nr. 209, 1971, p. 991—998.

[3] Nakagawa J.G. și Weetherly, G.C. *The stability of lamelar structures.* În: Met. Trans., S.U.A., nr. 3, 1972, p. 3223—3229.

[4] Lupton D. F. și Warrington D. H. *The influence of deformation of the spheroidization and coarsening of perlite.* În: Metal Science J., S.U.A., 1972, p. 200.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 4, 1985

Caracteristicile superficiale și volumul molar al sistemelor $FeCl_2$-MeCl (Me-Li, Na, K, Rb_2, Cs), p. 1 — Influența condițiilor gazodinamice asupra etapelor de interacțiune a CO cu Fe_2O_3, p. 5 — Influența lungimii tamburului asupra eficienței amestecării, p. 7 — Intensificarea începutului arderii încărcăturii de aglomerare, p. 11 — Temperatura de formare a picăturilor de zgure lichide de furnal, p. 16 — Comportarea sulfului la retopirea peletelor metalizate de Kacikanarsk, p. 20 — Influența calității pregătirii încărcăturii asupra rezistenței aglomeratului, p. 21 — Utilizarea diagramelor multidimensionale la optimizarea procesului din furnal, p. 25 — Calculul parametrilor aerului insuflat în convertizor în cazul funcționării cu amestec de gaze și pulbere, p. 28 — Influența dezoxidării complexe a oțelului de tip 25—20 asupra compoziției incluziunilor nemetalice și comportarea acestora la deformare, p. 33 — Modelarea matematică și cercetarea experimentală a pătrunderii azotului în metal, în timpul evacuării șarjei în oală, p. 38 — Influența unor factori asupra proprietăților mecanice ale oțelului 110G13L, p. 43 — Parametrii geometrici în cazul laminării forjării în cilindri cu tăblie netedă, p. 46 — Analiza geometriei focarului de deformare în cazul laminării elementelor sub formă de pană ale benzilor periodice, cu creșterea reducerii, p. 49 — Identificarea adaptivă a parametrilor modelului de laminor reversibil de laminare la rece în sistemul de reglaj în circuit închis al grosimii benzii, p. 53 — Intensitatea presiunii normale la matrițarea cu viteză mare a unui semitor din semifabricate inelare plate, p. 55 — Model matematic de formare a grosimii laminatului în cazul laminării pachetelor stratificate, p. 59 — Aparatură pentru procesul de trefilare cu stimulatori electrici, p. 63 — Starea de deformare în cazul așezării balonului și a cilindrului pe plăci plate și în matrițe, p. 66 — Modificarea proprietăților fizice ale aliajelor Fe-Ni-Mn în intervalul transformărilor α-γ, p. 71 — Acțiunea mecanică ulterioară în cazul saturării cu hidrogen a fierului, p. 76 — Exfolierea sîrmei de înaltă rezistență din oțeluri austenitice, p. 80 — Structura și proprietățile mecanice ale oțelului 15GB după laminarea controlată, p. 84 — Influența unor factori asupra modificării lungimii șinelor călite în volum în procesul de fabricație a acestora, p. 86 — Influența concentrațiilor inițiale de sulf asupra formei grafitului în aliajele de Co-C și Ni—C, p. 89 — Algoritmul controlului indirect și particularitățile cîmpurilor de temperatură ale corpurilor masive în perioada de menținere la temperatură constantă a suprafeței, p. 93 — Cîmpul de temperatură a cilindrului tubular la laminarea pe dorn, p. 97 — Studierea schimbului de căldură prin convecție în camera cuptorului, în funcție de unghiul de atac al jetului de mare viteză asupra suprafeței plane, p. 100 — Model de supraumidificare și al vitezei de aglutinare a stratului de aglomerat, p. 104 — Fundamentarea modelului energetic de prelucrare a resurselor utilajului electric și de automatizare din industria metalurgică, p. 108 — Experiența organizării pe mai multe canale a conducerii șarjei Martin, p. 114 — Algoritmul punerii de acord a productivității sectoarelor tehnologice, p. 122 — Principiile de alcătuire a sistemului automatizat pentru cercetările științifice și proiectare în tehnica metalurgică, p. 126 — Utilizarea rațională a macaralelor la repararea utilajului metalurgic, p. 129 — Determinarea puterii dispozitivului de acționare a mașinilor pentru îndreptarea laminatelor cu secțiune rotundă, p. 132 — Răsturnător cu descărcare laterală, p. 137 — Estimarea legilor de repartizare a indicilor de durabilitate a pieselor de la utilaje, p. 140 — Procedură în dialog de formare a planurilor simulate de livrare a laminatelor, p. 144 — Separarea vanadiului și a titanului la topirea peletelor metalizate de Kacikanarsk, în cuptoarele termice de prelucrare a minereurilor, p. 149 — Model matematic de calibrare a cilindrilor în cazul laminării oțelului cornier cu tălpi inegale, p. 150 — Influența microalierii asupra rezistenței ciclice de formare a fisurilor la oțelurile pentru construcții, p. 151 — Aplicarea carburilor de crom pe suprafața fierului și a oțelurilor, p. 152 — Mărirea rezilienței oțelului slab aliat prin microaliere și modificare, p. 152 — Influența borului asupra structurii dendritice a metalului turnat, p. 153 — Studierea pătrunderii topiturilor în pastele de aliere, în condiții neizotermice, p. 154 — Starea de tensiune de la solicitările verticale și laterale ale roților cu disc plat conic și curbilinii, p. 155 — Conducerea optimă a încălzirii metalului în zona de sudură a cuptorului cu vatră păşitoare, p. 156.

Ing. I. Ciobanu

Universitatea din Brașov

Considerații privind influența formei canalului de distribuție asupra curgerii aliajelor lichide prin rețele de turnare cu mai mulți alimentatori

CZ : 621.746.4

În cazul rețelelor de turnare ramificate (cu mai mulți alimentatori), canalul de distribuție poate să fie realizat, în principiu, în trei variante constructive, așa cum este arătat în figura 1, pentru o rețea cu $n = 4$ alimentatori, și anume: cu secțiune constantă pe toată lungimea; cu secțiune variabilă în trepte; cu variație continuă a secțiunii pe lungime.

Rețelele de turnare care au canal de distribuție cu secțiune constantă pe toată lungimea se caracterizează prin faptul că raportul de convergență al rețelei se modifică în lungul canalului de distribuție. Astfel pentru o rețea cu „n" canale de alimentare care se ramifică

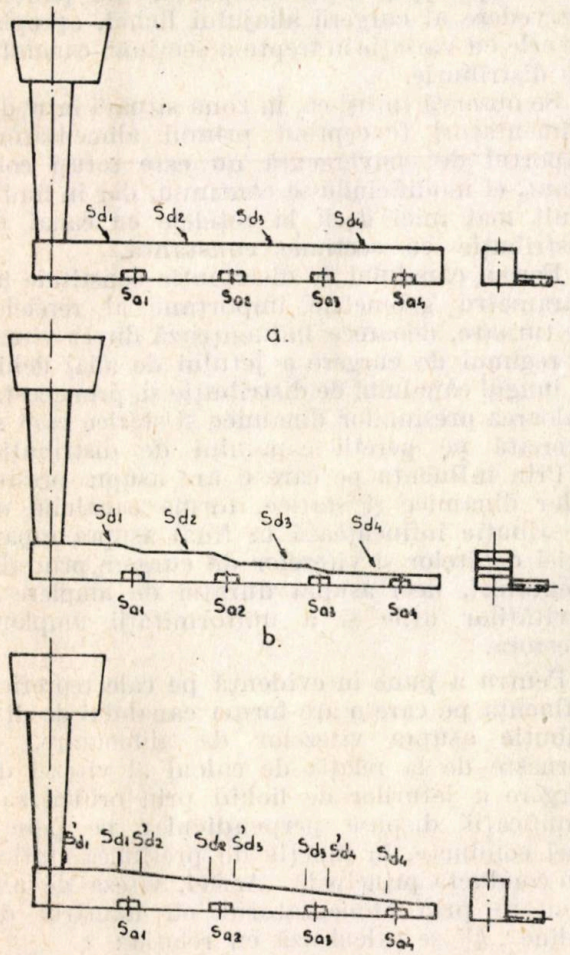


Fig. 1. Rețele de turnare cu diverse tipuri de canale de distribuție: a — canal de distribuție cu secțiune constantă; b — canal de distribuție în trepte; c — canal de distribuție cu variație continuă a secțiunii

din canalul de distribuție, raportul de convergență în prima zonă a canalului de distribuție, situată între piciorul pîlniei și primul alimentator, este dat de relația:

$$S_{d2} : S_{d1} : \sum_{k=1}^{k=n} S_{ak} = \alpha : \beta : 1 \qquad (1)$$

unde: S_{p2} este secțiunea piciorului pîlniei; S_{d1} — secțiunea canalului de distribuție în zona respectivă; S_{ak} — secțiunea alimentatorului cu numărul de ordine „k".

Dacă alimentatorii au secțiuni identice, atunci se poate nota $S_{a1} = S_{a2} = S_{ak} = \text{constant} = S_a$, iar relația (1) devine:

$$S_{p2} : S_{d1} : nS_a = \alpha : \beta : 1 \qquad (2)$$

Deoarece secțiunea canalului de distribuție rămîne constantă pe toată lungimea lui, în zona următoare a acestuia, situată între primul și al doilea alimentator, raportul de convergență se modifică (mai precis crește), deoarece secțiunea alimentatorilor la care se distribuie aliajul lichid prin această zonă se reduce.

Raportul de convergență este determinat de relația:

$$S_{p2} : S_{d2} : \sum_{k=2}^{k=n} S_{ak} = S_{p2} : S_{d2} : (n-1)\, S_a =$$

$$= \frac{n}{n-1}\,\alpha : \frac{n}{n-1}\,\beta : 1 \qquad (3)$$

În zonele următoare convergența crește progresiv. Astfel, în zona situată între alimentatorii i și $i+1$, raportul de convergență este dat de relația:

$$S_{p2} : S_{di+1} : \sum_{k=i+1}^{k=n} S_{ak} = S_{p2} : S_{di+1} : (n-1)\, S_a =$$

$$= \frac{n}{n-i}\,\alpha : \frac{n}{n-i}\,\beta : 1 \qquad (4)$$

În zona situată în amontele ultimului alimentator, raportul de convergență are valoarea cea mai mare, dată de relația:

$$S_{p2} : S_{dn} : S_{an} = n\alpha : n\beta : 1 \qquad (5)$$

Rețelele cu canal de distribuție cu secțiune variabilă în trepte se caracterizează prin faptul că secțiunea canalului de distribuție se reduce brusc în dreptul fiecărei ramificații a alimentatorilor, astfel încît raportul de convergență să se mențină același pe toată lungimea canalului de distribuție. Pentru a asigura constanța raportului de convergență, este necesar ca reducerea de secțiune a canalului de distribuție în dreptul fiecărui alimentator să fie dată de relația :

$$\Delta S_{di} = \frac{S_{d1}}{n} \tag{6}$$

Secțiunea canalului de distribuție între alimentatorii $i-1$ și i (în amontele alimentatorului „i") este dată de relația :

$$S_{di} = S_{d1}\frac{n-i+1}{n} \tag{7}$$

În acest caz, raportul convergent al rețelei în orice punct de pe canalul de distribuție este același. De exemplu, în zona situată în amontele alimentatorului „$i+1$", raportul de convergență este dat de relația :

$$S_{p2} : S_{di+1} : \sum_{k=i+1}^{K=n} S_{ak} = S_{p2} ; S_{di+1} : (n-i)S_a =$$

$$= S_{p2} : S_{di} \cdot \frac{n-1}{n} : (n-i)S_a = S_{p2} : S_{d1} : nS_a =$$

$$= \alpha : \beta : 1 \tag{8}$$

Rețelele de turnare cu canal de distribuție cu variație continuă a secțiunii, numite și canale de distribuție tip pană, se caracterizează prin variația liniară a secțiunii pe lungime, variație care se poate realiza fie prin variația liniară a înălțimii, fie prin variația liniară a lățimii acestuia.

Se recomandă ca modificarea secțiunii (respectiv a înălțimii h_d sau a lățimii b_d a canalului de distribuție) să se realizeze numai pe distanța dintre primul și ultimul alimentator (ca în fig. 1). Pe prima zonă a canalului de distribuție, între piciorul pîlniei și primul alimentator se recomandă ca secțiunea canalului de distribuție să se mențină constantă. Variația secțiunii canalului de distribuție trebuie să fie dimensionată astfel încît raportul de convergență în amontele fiecărui alimentator să se păstreze practic același. Secțiunea canalului de distribuție în amontele ultimului alimentator trebuie să fie calculată cu relația :

$$S_{d,n} = \frac{S_{d1}}{n} \tag{9}$$

În cazul modificării secțiunii prin variația continuă a înălțimii, înălțimea canalului în amontele ultimului alimentator se poate calcula cu suficientă precizie cu o relație asemănătoare :

$$h_{d\,n} = \frac{h_{d1}}{n} \tag{10}$$

Panta peretelui superior al canalului de distribuție se calculează cu relația :

$$\operatorname{tg}\alpha = \frac{h_{d1} - h_{d,n}}{\sum_{k=2}^{k=n} l_{d,n}} = \frac{h_{d1} - h_{dn}}{(n-1)l_{dk}} =$$

$$= \frac{h_{d1} - \frac{h_{d1}}{n}}{(n-1)l_{dk}} = \frac{h_{d1}}{nl_{dk}} \tag{11}$$

Datorită faptului că raportul de convergență este practic același în secțiunea din amontele fiecărui alimentator, rețelele cu canal de distribuție tip pană se comportă, din punctul de vedere al curgerii aliajului lichid, apropiat de cele cu variație în trepte a secțiunii canalului de distribuție.

Se observă totuși că, în zona situată între doi alimentatori (exceptînd primul alimentator), raportul de convergență nu este totuși constant, el modificîndu-se continuu, dar în limite mult mai mici decît la rețelele cu canal de distribuție cu secțiune constantă.

Forma canalului de distribuție constituie un parametru geometric important al rețelelor de turnare, deoarece influențează direct viteza și regimul de curgere a jetului de aliaj lichid în lungul canalului de distribuție și, prin acesta, valoarea presiunilor dinamice și statice care se exercită pe pereții canalului de distribuție.

Prin influența pe care o are asupra presiunilor dinamice și statice, forma canalului de distribuție influențează în final asupra repartiției debitelor și vitezelor de curgere prin alimentatori, deci asupra duratei de umplere a cavităților utile și a uniformității umplerii acestora.

Pentru a pune în evidență pe cale teoretică influența pe care o are forma canalului de distribuție asupra vitezelor de alimentare, se pornește de la relația de calcul al vitezei de curgere a jeturilor de lichid prin orificii sau ramificații dispuse perpendicular pe pereții unei conducte, în funcție de presiunea statică din conducta principală. Astfel, viteza de alimentare prin alimentatorul cu numărul de ordine „k" se calculează cu relația :

$$V_{ak} = \mu_k \sqrt{\frac{2p_{smdk}}{\rho}} = \mu_k \sqrt{\frac{p_{sdk} + p'_{sdk+1}}{\rho}} \tag{12}$$

unde :

μ_k este coeficientul de pierdere de viteză la intrarea în alimentatorul „k” ;

p_{smdk} — presiunea statică medie în canalul de distribuţie în dreptul alimentatorului „k” ;

p_{sdk} — presiunea statică în amontele alimentatorului „k” ;

$p'_{sd,k+1}$ — presiunea statică în avalul alimentatorului „k”.

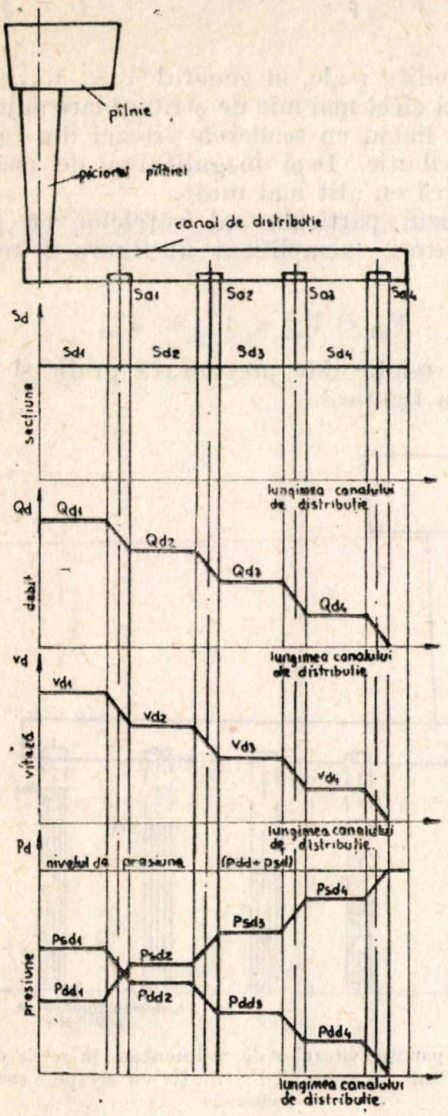


Fig. 2. Variaţia secţiunii, debitului, vitezei şi presiunilor în lungul canalului de distribuţie cu secţiune constantă

Pentru a stabili repartiţia debitelor şi vitezelor de curgere prin alimentatori, în cazul reţelelor cu canal de distribuţie constant, s-a luat în considerare pentru exemplificare o reţea cu $n = 4$ alimentatori, avînd secţiuni de atac egale $S_{ak} = S_{a1} = S_{a2} = S_{a3} = S_{a4}$. În figura 2 este reprezentată grafic, schematic, variaţia secţiunii canalului de distribuţie în lungul acesteia şi de asemenea variaţia debitului, vitezei şi presiunilor statice şi dinamice, în lungul canalului de distribuţie, în ipoteza unei curgeri ideale. Dacă se porneşte de la ipoteza iniţială că vitezele de alimentare sînt egale la toţi alimentatorii şi egale cu valoarea ideală dată de relaţia lui Toricelli, pentru condiţii ideale de curgere, se poate scrie relaţia :

$$V_{ak} = V_{a1} = V_{a2} = V_{a3} = V_{a4} = \sqrt{2gH} \tag{13}$$

unde H este înălţimea coloanei de aliaj lichid din reţea, iar V_{ak} este viteza de alimentare în alimentatorul „k”.

Secţiunile de atac ale alimentatorilor fiind egale, debitele prin alimentatori sînt şi ele egale.

În aceste condiţii, debitul printr-o secţiune oarecare S_{dk} a canalului de distribuţie, situată în amontele alimentatorului, cu numărul de ordine „k”, este dat de relaţia :

$$Q_{dk} = \sum_{i=k}^{i=n} S_{ai} V_{ai} = (n - k + 1) Q_{ak} \tag{14}$$

unde n este numărul total de alimentatori.

În cazul exemplificat al unei reţele cu patru alimentatori se scriu relaţiile :

$$\left.\begin{aligned} Q_{d1} &= S_{a1}V_{a1} + S_{a2}V_{a2} + S_{a3}V_{a3} + S_{a4}V_{a4} = 4S_{ak}V_{ak} \\ Q_{d2} &= S_{a2}V_{a2} + S_{a3}V_{a3} + S_{a4}V_{a4} = 3S_{ak}V_{ak} \\ Q_{d3} &= S_{a3}V_{a3} + S_{a4}V_{a4} = 2S_{ak}V_{ak} \\ Q_{d4} &= S_{a4}V_{a4} = S_{ak}V_{ak} \end{aligned}\right\} \tag{14,a}$$

Se observă că debitul prin canalul de distribuţie scade brusc în dreptul fiecărui alimentator.

Vitezele de curgere prin secţiunile respective ale canalului de distribuţie (cu secţiune constantă) sînt date de relaţia :

$$V_{dk} = \frac{Q_{dk}}{S_{dk}} = \frac{\sum_{i=k}^{i=n} S_{ai} V_{ai}}{S_{dk}} = \frac{(n-k+1) Q_{ak}}{S_{dk}} \tag{15}$$

Deoarece debitul în lungul canalului de distribuţie scade după ramificaţia fiecărui alimentator, iar secţiunea canalului de distribuţie rămîne constantă, rezultă că viteza în canalul de distribuţie se micşorează odată cu micşorarea debitului. Deci între vitezele din canalul de distribuţie cu secţiune constantă există relaţia :

$$V_{d1} > V_{d2} > V_{d3} > V_{d4} \tag{16}$$

Presiunea dinamică a aliajului lichid care curge în lungul canalului de distribuţie într-o

secțiune S_{ak}, situată în amontele alimentatorului „k", se calculează cu relația :

$$P_{dak} = \frac{\rho V_{dk}^2}{2} \qquad (17)$$

Rezultă că presiunea dinamică scade simultan cu viteza de curgere în lungul canalului de distribuție cu secțiune constantă în avalul fiecărui alimentator, odată cu scăderea vitezei de curgere V_{dk}. Între presiunile dinamice în diverse secțiuni în lungul canalului de distribuție există o inegalitate similară celei existente între viteze :

$$P_{dd1} > P_{dd2} > P_{dd3} > P_{dd4} \qquad (18)$$

Aplicînd legea lui Bernoulli în condiții ideale de curgere între secțiunile canalului de distribuție situate în amontele fiecărui alimentator, există relația :

$$P_{sdk} + \frac{\rho V_{dk}^2}{2} + \rho g h = \text{constant} \qquad (19)$$

Canalul de distribuție fiind orizontal și alegînd nivelul de referință al înălțimilor, corespunzînd axei longitudinale a canalului de distribuție, atunci $h_{dk} = 0$, astfel că se poate scrie :

$$P_{sdk} + \frac{V_{dk}^2}{2} = P_{sdk} + P_{ddk} = \text{constant} \qquad (20)$$

Întrucît presiunea dinamică scade în lungul canalului de distribuție, rezultă că presiunea statică crește în avalul fiecărui alimentator în raport cu cea existentă în amontele lui.

Deci la rețele cu canal de distribuție cu secțiune constantă, în ipoteza inițială a curgerii ideale, există relația :

$$P_{sdk} > P_{sdk+1} \qquad (21)$$

unde P_{sdk} este presiunea statică în amontele alimentatorului „k".

În cazul particular al rețelei cu $n = 4$ alimentatori, exemplificată în figura 2, se scrie inegalitatea :

$$P_{sd1} < P_{sd2} < P_{sd3} < P_{sd4} \qquad (22)$$

În avalul ultimului alimentator, lichidul practic nu mai curge, ca urmare presiunea dinamică este nulă, iar presiunea statică are valoarea cea mai mare, egală cu presiunea totală, așa cum este reprezentat în figura 2.

Ultima relație pune în evidență că presiunea statică medie în canalul de distribuție în dreptul axei fiecărui alimentator crește cu creșterea numărului de ordine al alimentatorilor.

În cazul rețelei cu $n = 4$ alimentatori există deci relația :

$$P_{smd1} < P_{smd2} < P_{smd3} < P_{smd4} \qquad (23)$$

Această variație a presiunii statice medii în dreptul axei alimentatorului pune în evidență că, la rețelele cu canal de distribuție constant, vitezele de alimentare nu sînt egale, așa cum s-a presupus inițial. Calculînd vitezele de alimentare cu ajutorul relației 12, rezultă că, în cazul în care coeficienții pierderii de viteză la intrarea în ramificație μ_k și μ_{k+1} au valori apropiate, există inegalitatea :

$$V_{ak} = \mu_k \sqrt{\frac{2P_{smdk}}{\rho}} < V_{ak+1} = \mu_{k+1} \sqrt{\frac{2P_{smdk+1}}{\rho}} \qquad (23)$$

În condiții reale, în general $\mu_k < \mu_{k+1}$, datorită unui efect mai mic de strangulare al jetului de aliaj lichid cu scăderea vitezei din canalul de distribuție. Deci inegalitatea de mai sus se verifică cu atît mai mult.

În cazul particular al rețelelor cu patru alimentatori, exemplificat în figura 2, rezultă relația :

$$V_{a1} < V_{a2} < V_{a3} < V_{a4} \qquad (24)$$

Această relație este prezentată grafic și schematic în figura 3.

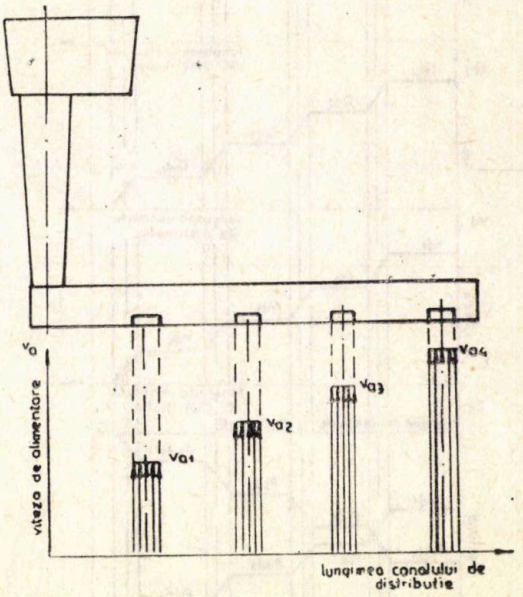


Fig. 3. Repartiția vitezelor de alimentare la rețele de turnare ramificate cu canal de distribuție cu secțiune constantă (schemă)

În condiții reale de curgere, în calcule intervin și pierderile de energie prin rezistențele hidraulice liniare și locale. Relația lui Bernoulli între două secțiuni ale canalului de distribuție, situate în amontele a doi alimentatori consecutivi, se scrie :

$$P_{sdk} + \frac{V_{dk}^2}{2} + \rho g h_{dk} = P_{sdk+1} + \frac{\rho V_{dk+1}^2}{2} + \rho g h_{dk+1} + \Delta P_{fk,k+1} + \Delta P_{rk,k+1} \qquad (25)$$

În cazul în care distanțele dintre alimentatori sînt mici și nu intervin rezistențe locale mari, pierderile de energie în lungul canalului de distribuție sînt mici. În acest caz, repartiția vitezelor de alimentare nu se modifică esențial, iar inegalitatea 23 sau 24 nu este afectată. În cazul în care distanțele dintre alimentatori sînt mari (de exemplu peste 0,5 m) sau intervin rezistențele locale suplimentare (coturi, schimbări de secțiune), pierderile de presiune cresc și pot să ducă la o micșorare a presiunii statice la secțiunile situate în avalul canalului de distribuție. În aceste cazuri este posibil ca repartiția vitezelor și a debitelor de alimentare în lungul canalului de distribuție să se modifice și să aibă loc totuși o micșorare a vitezelor de alimentare la alimentatorii mai îndepărtați de piciorul pîlniei, adică să existe o inegalitate de tipul :

$$V_{ak} > V_{a,k+1} \qquad (26)$$

În condițiile reale, intervine în plus și răcirea aliajelor lichide în lungul rețelei, ceea ce face ca viscozitatea prin alimentatorii mai îndepărtați să fie mai mare. Creșterea viscozității este mai însemnată și are influență asupra vitezei de curgere în cazul unor rețele cu secțiune mică și distanță mare între alimentatori. De aceea, în condiții reale de turnare a aliajelor în cazul rețelelor de turnare cu canal de distribuție cu secțiune constantă, tendința spre valori mai mari a vitezei la alimentatorii mai îndepărtați poate să fie mai atenuată.

În figura 4 este reprezentată grafic variația secțiunii canalului de distribuție, a debitului, a vitezei și a presiunilor dinamice și statice în lungul canalului de distribuție cu variație în trepte a secțiunii în ipoteza inițială a unei curgeri ideale, fără pierderi, și a unor viteze egale prin toți alimentatorii. S-a considerat de asemenea o rețea cu $n = 4$ alimentatori cu toate secțiunile de atac egale, ca și în cazul precedent.

În condițiile ipotezei inițiale își mențin valabilitatea relațiile 13, 14, 14,*a* și 15. La calculul vitezei fluxului de aliaj lichid prin secțiunile din amontele fiecărui alimentator cu relația 15, înlocuind secțiunea canalului de distribuție cu relația 7, se obține :

$$V_{ak} = \frac{Q_{ak}}{S_{ak}} = \frac{(n-k+1)Q_{ak}}{\frac{n-k+1}{n} S_d} = \frac{nQ_{ak}}{S_{d1}} = \frac{Qt_{ot}}{S_{d1}} =$$

$$= \text{constant} \qquad (27)$$

În acest caz, secțiunea canalului de distribuție se reduce proporțional cu debitul care se ramifică prin alimentatori, ceea ce determină o viteză constantă a fluxului de aliaj lichid în tot lungul canalului de distribuție.

În cazul particular al rețelei cu $n = 4$ alimentatori (fig. 4), relația 27 implică egalitatea :

$$V_{d1} = V_{d2} = V_{d3} = V_{d4} = \text{constant} \qquad (27.a)$$

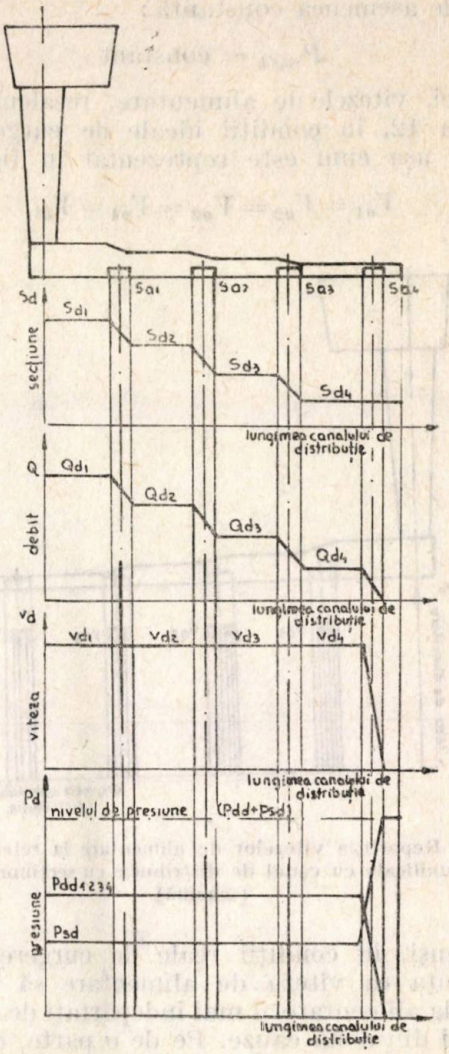


Fig. 4. Variația secțiunii, debitului, vitezei și presiunilor în lungul canalului de distribuție în trepte

Rezultă că presiunea dinamică a jetului de aliaj lichid în lungul canalului de distribuție cu variație în trepte a secțiunii este practic constantă pe toată lungimea acestuia, în condițiile de curgere presupuse, conform relației :

$$P_{dd1} = P_{dd2} = P_{dd3} = P_{dd4} = \frac{\rho V_{dk}^2}{2} = \text{constant} \qquad (28)$$

În aceste condiții, utilizînd relația 20, rezultă că și presiunea statică este constantă în lungul canalului de distribuție :

$$P_{sd1} = P_{sd2} = P_{sd3} = P_{sd4} = \text{constant} \qquad (29)$$

Ca urmare, presiunea statică în amontele și avalul fiecărui alimentator este aceeași pentru toți alimentatorii. Presiunea statică medie, care se exercită pe pereții canalului de distribuție în dreptul fiecărui alimentator, este de asemenea constantă:

$$P_{smdk} = \text{constant} \qquad (30)$$

Deci, vitezele de alimentare, recalculate cu relația 12, în condiții ideale de curgere sînt egale, așa cum este reprezentat în figura 5.

$$V_{a1} = V_{a2} = V_{a3} = V_{a4} = V_{ak} \qquad (31)$$

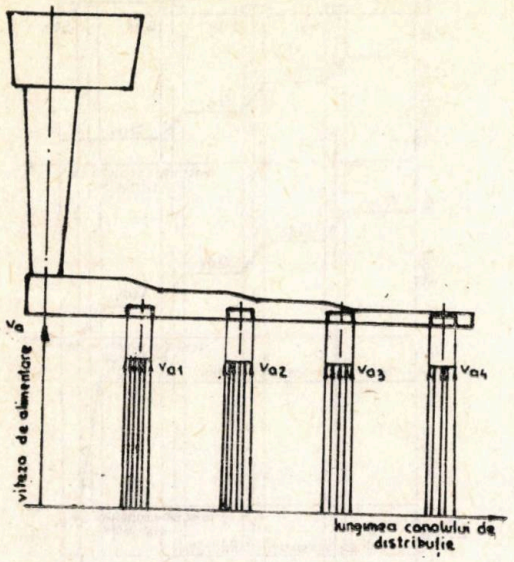


Fig. 5. Repartiția vitezelor de alimentare la rețele de turnare ramificate cu canal de distribuție cu secțiune în trepte (schemă)

Totuși, în condiții reale de curgere, există tendința ca viteza de alimentare să fie mai mică la alimentatorii mai îndepărtați de piciorul pîlniei din două cauze. Pe de o parte, datorită pierderilor de energie prin frecare și prin rezistențele locale create de strangularea secțiunii canalului de distribuție, pierderi care deși sînt mici se însumează cu creșterea distanței parcurse în canalul de distribuție și pe de altă parte, datorită răcirii metalului, care determină creșterea viscozității la alimentatorii mai îndepărtați. Diferența dintre repartiția vitezelor și debitelor de alimentare stabilită în condiții ideale și repartiția reală a acestora este cu atît mai mare cu cît crește distanța dintre alimentatori și deci lungimea canalului de distribuție.

În figura 6 este reprezentată grafic variația acelorași mărimi, secțiune, debit, viteză, presiune dinamică și presiune statică, în lungul canalului de distribuție, în cazul rețelelor cu variație continuă a secțiunii canalului de distribuție.

S-a considerat de asemenea cazul particular al unei rețele cu $n = 4$ alimentatori avînd secțiunile de atac egale, în ipoteza inițială a unor vizete de alimentare date la relația lui Toricelli pentru condiții ideale de curgere. La

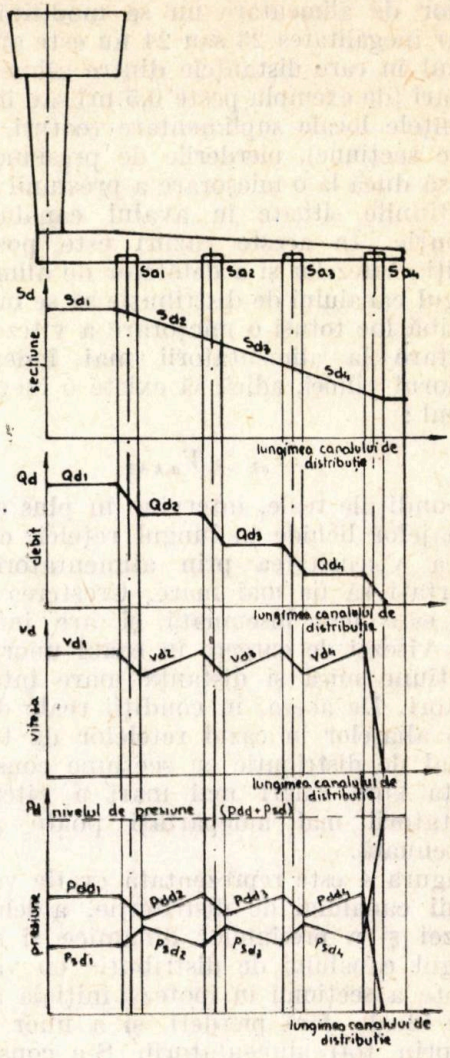


Fig. 6. Variația secțiunii, debitului, vitezei și presiunilor în lungul canalului de distribuție cu variație continuă a secțiunii

aceste tipuri de rețele, secțiunea canalului de distribuție nu este constantă pe distanța dintre cei doi alimentatori. Din această cauză nici viteza fluxului de aliaj lichid nu este constantă în zonele cuprinse între doi alimentatori consecutivi. Ea este maximă în secțiunea situată în amontele alimentatorilor și minimă în secțiunea din avalul fiecărui alimentator.

În dreptul ramificației alimentatorilor, viteza jetului din canalul de distribuție are o scădere bruscă, datorită scăderii debitului într-o măsură mai mare decît reducerea de secțiune. La proiectarea profilului canalului conform relațiilor 9—11, în condițiile de curgere ideale menționate mai sus, viteza fluxului de aliaj lichid în canalul de distribuție în amontele fiecărui alimentator este egală datorită proporționalității dintre debit și secțiune.

De asemenea, viteza din avalul alimentatorilor este egală. Presiunea dinamică a fluxului de aliaj lichid variază în lungul canalului de distribuție în mod similar cu viteza. Astfel, în zona dintre doi alimentatori consecutivi, presiunea dinamică crește, iar în dreptul alimentatorilor scade brusc, valorile maxime și minime fiind însă egale. Utilizînd relația 20, valabilă în condiții ideale de curgere, rezultă că și presiunea statică are o variație inversă, și anume între doi alimentatori consecutivi presiunea statică scade, iar în dreptul unui alimentator crește brusc. Valorile maxime și minime ale presiunii statice fiind egale în condițiile de variație a secțiunii și de curgere menționate, rezultă că și presiunea statică medie este aceeași în dreptul fiecărui alimentator.

Relația 30 rămîne valabilă și în acest caz, deci vitezele de alimentare calculate cu relația 12, în condiții ideale, sînt egale, așa cum s-a reprezentat în figura 7.

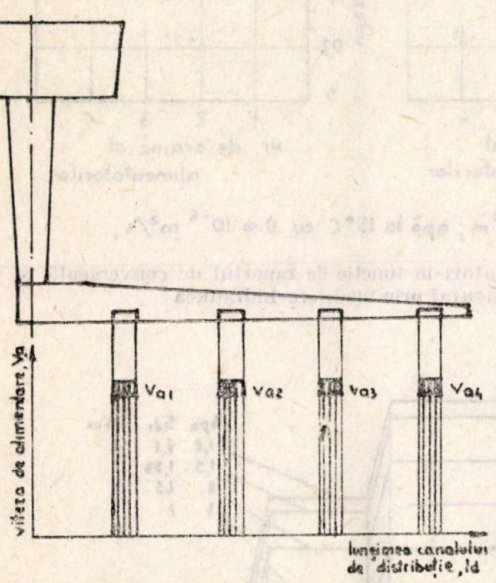


Fig. 7. Repartiția vitezelor de alimentare la rețele de turnare cu canal de distribuție în formă de pană (schemă)

În condiții reale este însă posibil să se înregistreze o ușoară tendință de scădere a vitezelor de alimentare prin alimentatorii mai îndepărtați, datorită cumulării pierderilor de energie prin frecare și răcirii aliajului lichid în lungul rețelei.

Pentru a verifica aceste considerații teoretice, s-au efectuat o serie de determinări experimentale prin modelare hidraulică privind influența formei canalului de distribuție asupra repartiției vitezelor prin alimentatori.

În acest scop, s-au utilizat o serie de rețele de turnare executate din material plastic transparent, reproducînd rețele de turnare reale utilizate în turnătorii. Modelele hidraulice s-au executat din elemente interschimbabile care să permită schimbarea raportului de

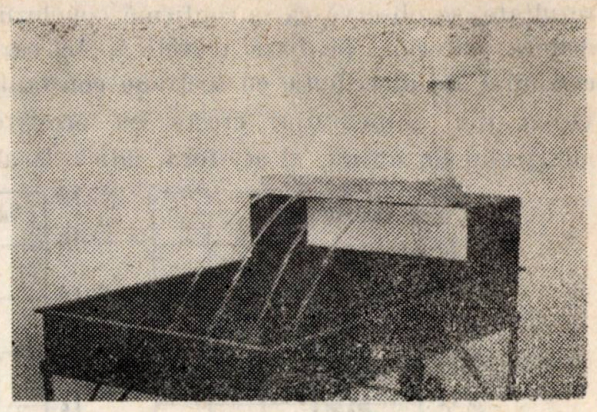


Fig. 8. Aspectul modelelor hidraulice utilizate în cadrul experimentărilor

convergență a formei canalului de distribuție și a înălțimii piciorului pîlniei. În figura 8 este prezentată una din rețelele utilizate în cadrul experimentărilor. Rețelele utilizate s-au caracterizat prin următoarele dimensiuni comune :

- număr de alimentatori, $n = 4$;
- secțiune de atac, $S_a = b_a \times h_a = 60$ mm^2 ;
- distanța între axele alimentatorilor, $l_d = 100$ mm ;
- lățimea canalului de distribuție, $b_d = 16$ mm ;
- înălțimea piciorului pîlniei, $h_{p2} = 100$ mm ;
- înălțimea lichidului în pîlnie, $h_{p1} = 100$ mm ;
- înălțimea totală a coloanei de lichid în pîlnie în raport cu axa alimentatorului, $H = 322$ mm.

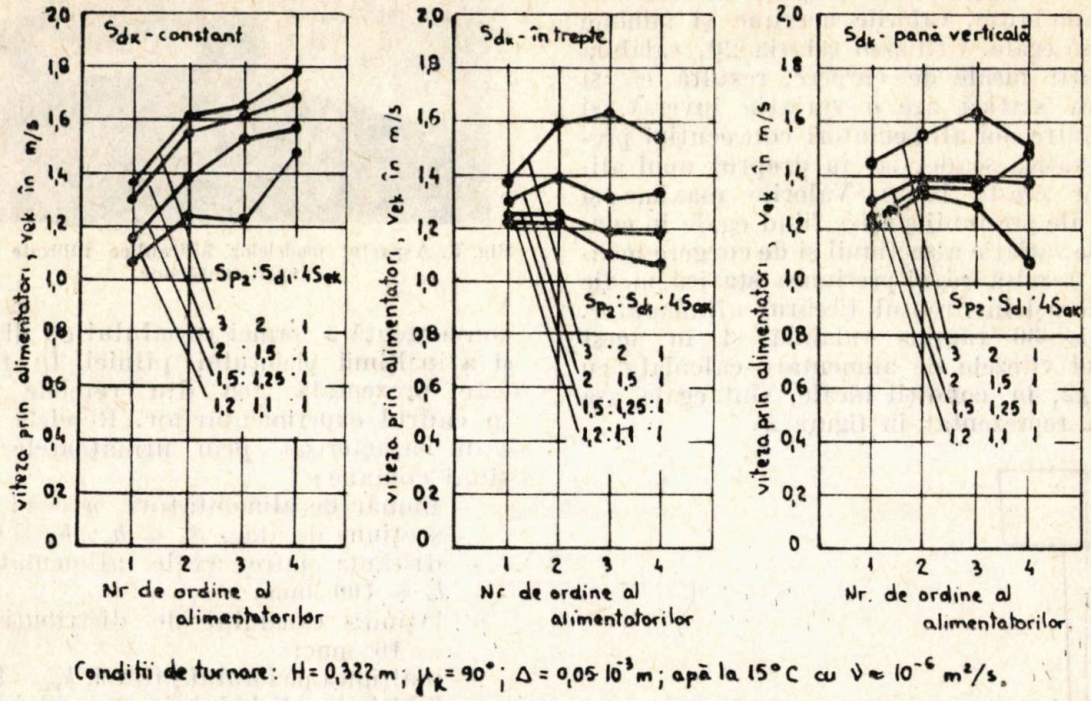
S-au efectuat determinări utilizînd rețele cu rapoarte de convergență diferite. Raportul de convergență al secțiunilor piciorului pîlniei și canalului de distribuție față de secțiunea totală de atac s-a schimbat prin modificarea dimensiunilor secțiunii canalului de distribuție și diametrului piciorului pîlniei. Dimensiunile acestor secțiuni sînt date în tabelul 1, în funcție de raportul de convergență.

S-a notat cu h_{dk} — înălțimea canalului de distribuție în amontele alimentatorului „k”.

Drept lichid de modelare s-a utilizat apa avînd o temperatură medie de 15° C.

Determinarea experimentală a vitezelor de alimentare s-a efectuat în regim staționar, rețeaua fiind plină cu apă, iar nivelul în pîlnie constant. Vitezele de alimentare s-au determinat prin metoda debitului. În funcție de vitezele de alimentare și de secțiunea canalului de distribuție, s-a calculat apoi viteza în canalul de distribuție în condiții experimentale. Rezultatele sînt prezentate în figurile 9—12. În figura 9 este reprezentată variația vitezei prin alimentatori, în funcție de forma canalului de distribuție și a raportului de convergență, iar în figurile 10—12, variația vitezei în lungul canalului de distribuție. Analizînd aceste

rezultate, se observă că se confirmă concluziile deduse anterior pe bază teoretică. În cazul canalului de distribuţie cu secţiune constantă, viteza din alimentatori creşte cu creşterea numărului de ordine al acestora, adică la alimentatorii mai îndepărtaţi. La celelalte două tipuri de reţele, vitezele prin alimentatori sînt mai uniforme şi scad uşor cu creşterea numărului de ordine al alimentatorilor, ca urmare a pierderilor de energie prin frecare şi prin rezistenţe locale care se cumulează.



Condiţii de turnare: $H = 0{,}322$ m; $\gamma_k = 90°$; $\Delta = 0{,}05 \cdot 10^{-3}$ m; apă la 15°C cu $\nu \approx 10^{-6}$ m²/s.

Fig. 9. Repartiţia vitezelor de alimentare la reţele cu patru alimentatori în funcţie de raportul de convergenţă şi forma canalului de distribuţie, determinată experimental prin modelare hidraulică

Tabelul 1

Dimensiunile reţelelor utilizate în cadrul experimentărilor în funcţie de raportul de convergenţă şi de forma canalului de distribuţie

Raportul de convergenţă $S_{p2} : S_{d1} : 4S_{ak}$	Dimensiunea piciorului, D_{p2}, mm	Forma canalului de distribuţie	Înălţimea canalului de distribuţie, mm			
			h_{d1}	h_{d2}	h_{d3}	h_{d4}
1,2 : 1,1 : 1	19,15	constant	16,5	16,5	16,5	16,5
		trepte	16,5	12,375	8,25	4,125
		pană	16,5	12,57	8,64	4,72
1,5 : 1,25 : 1	21,41	constant	18,75	18,75	18,75	18,75
		trepte	18,75	14,062	9,375	4,687
		pană	18,75	14,286	9,82	5,36
2 : 1,5 : 1	24,72	constant	22,5	22,5	22,5	22,5
		trepte	22,5	16,375	11,25	5,625
		pană	22,5	17,14	11,786	6,43
3 : 2 : 1	30,28	constant	24,0	24,0	24,0	24,0
		trepte	24,0	18,0	12,0	6,0
		pană	24,0	18,28	12,57	6,86

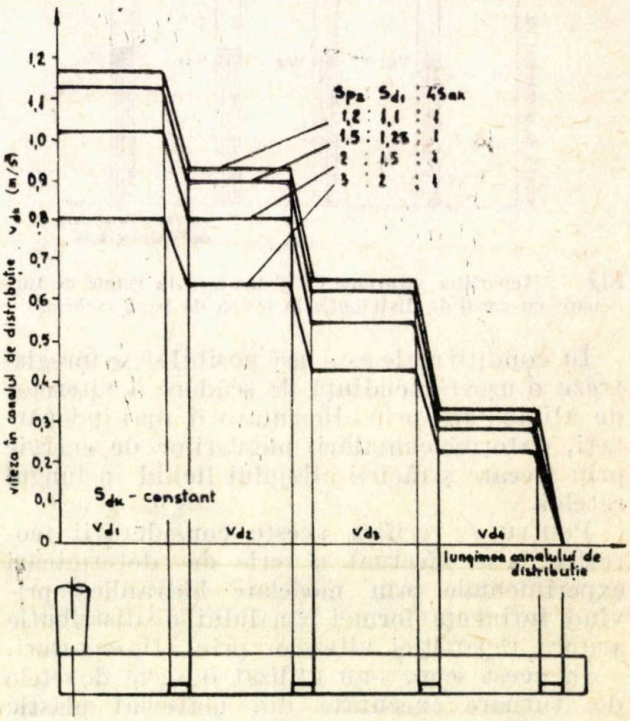


Fig. 10. Variaţia vitezei în lungul canalului de distribuţie la reţele de turnare convergente cu canal de distribuţie cu secţiune constantă şi patru alimentatori, stabilită experimental prin modelare hidraulică

Viteza în canalul de distribuţie scade considerabil la reţelele cu canal de distribuţie constant. La reţelele cu canal de distribuţie în trepte, viteza în canalul de distribuţie este cea mai uniformă, totuşi nu este constantă. Se observă că în lungul canalului de distribuţie are loc o uşoară scădere a vitezei, care se explică prin pierderile prin frecare şi prin rezistenţele locale care intervin în condiţii reale de curgere. O observaţie asemănătoare se poate face cu privire la viteza medie (respectiv presiunea dinamică medie) din dreptul alimentatorilor, în cazul reţelelor cu variaţie continuă a secţiunii canalului de distribuţie.

Din aceste observaţii rezultă că, pentru a se asigura o uniformitate a vitezelor şi debitelor

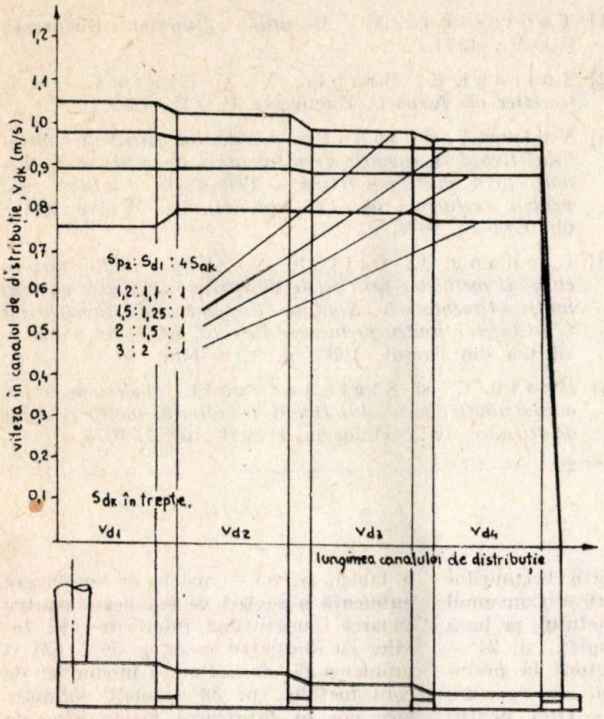


Fig. 11. Variaţia vitezei în lungul canalului de distribuţie la reţele de turnare convergente cu canal de distribuţie în trepte, cu patru alimentatori, determinată experimental prin modelare hidraulică

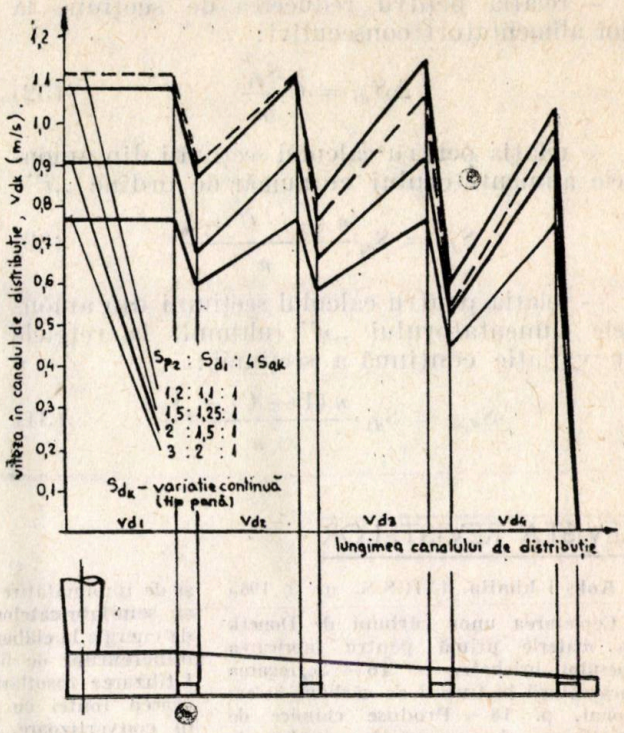


Fig. 12. Variaţia vitezei în lungul canalului de distribuţie la reţele de turnare convergente cu canal de distribuţie cu variaţie continuă a secţiunii, cu patru alimentatori, determinată experimental prin modelare hidraulică

Tabelul 2

Valoarea vitezelor de alimentare şi în secţiunile canalului de distribuţie din amontele fiecărui alimentator determinate experimental prin modelare fizică

Raportul de convergenţă $S_{p1} : S_{d1} : 4S_{ak}$	Forma canalului de distribuţie	Vitezele în secţiunile de atac				Vitezele în canalul de distribuţie			
		V_{a_1}	V_{a_2}	V_{a_3}	V_{a_4}	V_{d_1}	V_{d_2}	V_{d_3}	V_{d_4}
		m/s	m/s	m/s	m/s	m/s	m/s	m/s	m/s
1,2 : 1,1 : 1	constant	1,066	1,241	1,236	1,483	1,172	0,930	0,647	0,337
	în trepte	1,225	1,216	1,100	1,066	1,047	1,025	0,985	0,969
	pană	1,208	1,333	1,283	1,067	1,111	1,116	1,068	0,970
1,5 : 1,25 : 1	constant	1,150	1,383	1,533	1,566	1,127	0,897	0,620	0,313
	în trepte	1,250	1,241	1,183	1,183	0,973	0,964	0,950	0,946
	pană	1,216	1,341	1,350	1,483	1,078	1,098	1,133	1,035
2 : 1,5 : 1	constant	1,300	1,550	1,608	1,683	1,023	0,807	0,548	0,280
	în trepte	1,300	1,391	1,318	1,333	0,890	0,898	0,883	0,888
	pană	1,300	1,392	1,377	1,367	0,905	0,918	0,914	0,911
3 : 2 : 1	constant	1,368	1,616	1,642	1,793	0,803	0,631	0,429	0,224
	în trepte	1,373	1,602	1,625	1,535	0,767	0,794	0,790	0,768
	pană	1,443	1,545	1,625	1,487	0,767	0,776	0,778	0,744

la toți alimentatorii în condiții reale, este necesar ca micșorarea de secțiune a canalelor de distribuție în dreptul alimentatorilor să fie mai mică decît cea calculată cu relația 6. Aceasta presupune ca secțiunile din amontele alimentatorilor să fie mai mari decît cele calculate cu relațiile 7 și 9. Este necesar ca acestor realații să li se aplice un coeficient de corecție „C" după cum urmează:

— relația pentru reducerea de secțiune la doi alimentatori consecutivi:

$$\Delta S_{di} = C\frac{S_{d1}}{n} \qquad (32)$$

— relația pentru calculul secțiunii din amontele alimentatorului cu număr de ordine „i":

$$S_{di} = S_{d1}\frac{n - i \cdot C + 1}{n} \qquad (33)$$

— relația pentru calculul secțiunii din amontele alimentatorului „n" (ultimul) la rețelele cu variație continuă a secțiunii:

$$S_{d,n} = S_{d1}\frac{n(1 - C) + 1}{n} \qquad (34)$$

La rețelele convergente pentru coeficientul de corecție „C" se recomandă valoarea 0,90 — 0,95. Valorile mai mari se recomandă la raporturi de convergență mai mari (3 : 2 : 1), iar cele mai mici la raporturi de convergență mai mici (1,2 : 1,1 : 1).

BIBLIOGRAFIE

[1] Todicescu, A. *Mecanica fluidelor*. București, E.D.P., 1974.

[2] Sofroni, L., Brabie, V. și Bratu, C. *Bazele teoretice ale turnării*. București, E.D.P., 1980.

[3] Vulcu, V. și Ciobanu, I. *Studiul distribuției metalului lichid în canalele de alimentare ale rețelelor de turnare prin modelare fizică — Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald*, vol. I. Ed. Universitatea din Brașov, 1978.

[4] Ciobanu, I., Crișan, A. și col. *Studiu asupra curgerii metalelor prin rețele de turnare orizontale cu mai mulți alimentatori. Noutăți în domeniul tehnologiilor și utilajelor pentru prelucrare la cald, vol. I*. Ed. Universitatea din Brașov, 1983, p. 134—170.

[5] Bratu, C. și Ștefănescu, Fl. *Modelarea fizică a distribuției metalului lichid în alimentatoarele rețelelor de turnare*. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 7, 1976.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 5, 1985

Cercetarea unor cărbuni de Donețk ca materie primă pentru fabricarea cocsului brichete, p. 16 — Segregarea încărcăturii în turnul de cărbune nesecționat, p. 18 — Produse chimice de cocsificare și compoziția gazelor de cocserie în funcție de gradul de oxidare al cărbunilor, p. 20 — Analiza statistică a proceselor de modificare a calității cărbunilor îmbogățiți, p. 22 — Influența condițiilor de pregătire a cărbunilor asupra calității cocsului și produselor de cocsificare, p. 26 — Examinarea cauzelor de funcționare nesatisfăcătoare a instalațiilor de stingere uscată a cocsului și căile de stabilizare a regimului de stingere a cocsului, p. 29 — Cicloane pentru captarea prafului de cocserie, p. 41 — Experiența epurării chimice a spațiului tubular la răcitoarele primare cu gaze cu țevi orizontale, p. 47 — Perfecționarea tehnicii și a tehnologiei de îmbogățire a cărbunilor, p. 57.

Stal, U.R.S.S., nr. 2, 1985

Influența creșterii bazicității peletelor de minereu de fier asupra consumului de combustibil la conveioarele de prăjire, p. 5 — Studierea procesului de ardere a combustibilului suplimentar în zonele gurilor de vînt ale furnalelor, p. 9 — Elaborarea și cercetarea procesului tehnologic de tratare a fontei în afara cuptorului cu magneziu, introdus în metal în jetul de gaze naturale, p. 13 —Alegerea lungimii și a formei optime a barei de grătar pentru cărucioarele de aglomerare, p. 15 — Căi de perfecționare a tehnologiei de turnare a oțelului și de îmbunătățire a calității lingourilor și semifabricatelor, p. 16 — Consumul de energie la elaborarea oțelului, pe baza minereurilor de fier complex, p. 21 — Utilizarea insuflării pulsatorii la prelucrarea fontei cu conținut de vanadiu în convertizoare, p. 24 — Oțel pentru țevi, microaliat cu titan, p. 26 — Tratarea metalului cu gaze în procesul de turnare continuă, p. 27 — Utilizarea deșeurilor cu conținut de molibden de la încălzitoarele electrice de elaborare a oțelului, p. 30 — Economia de materiale de aliere la elaborarea oțelurilor rapide, p. 32 — Utilizarea zgurei cu vanadiu de convertizor la elaborarea oțelurilor slab aliate cu conținut scăzut de carbon în cuptoare electrice de 100 t, p. 35 — Strunjirea cu plasmă a aliajelor refractare, p. 37 — Experiența transferării directe și inverse a cuptoarelor de feroaliaje la elaborarea ferosiliciului și a silicomanganului, p. 38 — Profilarea suprafețelor frontale ale lingourilor în vederea micșorării pierderilor de metal, p. 40 — Analiza funcționării și calculul productivității blumingului pe baza sistemului automatizat, p.44 — Alegerea unor regimuri raționale la laminarea pe bluming, p. 45 — Asimilarea laminării profilurilor în dublu T cu pereți subțiri și cu tălpi paralele pe laminorul 450, p. 47 — Reglarea automată a grosimii și a întinderii la linia de laminare continuă cu patru caje la rece 1300, p. 50 — Modernizarea utilajului din industria laminatelor de la Combinatul metalurgic Cerepoveț, p. 53 — Influența durității fusurilor asupra capacității de funcționare a cilindrilor din fontă pentru laminarea la cald a tablei, p. 55 — Sistem de conducere automată a secției de laminoare pentru sudarea cusăturilor interioare ale țevilor cu diametru mare, p. 56 — Căi și probleme de dezvoltare a producției de cord metalic, p. 58 — Soluții tehnologice noi în fabricarea materialelor de cale ferată, p. 60 — Tehnologia și parametrii energetici de forță de fabricație a diblurilor-șuruburilor, p. 61 — Calculul parametrilor tehnologici de fabricație a benzilor cu înaltă rezistență tratate termic, p. 63 — Elaborarea tehnologiei de fabricație a platbenzilor aliate economic pentru construcția de automobile, p. 65 — Influența condițiilor de laminare controlată asupra transformărilor de structură și proprietăților oțelurilor cu conținut scăzut de perlită, p. 68—Influența structurii inițiale asupra structurii și proprietăților oțelului laminat la rece, călit din domeniul $\alpha+\gamma$, p. 73 — Influența borului asupra structurii și proprietăților oțelurilor slab aliate cu conținut de cupru, p. 76 — Rezistența la uzură a căptușelilor din oțel în condițiile absenței ecruisării, p. 79 — Influența tehnologiei de răcire asupra structurii și proprietăților oțelului SH15, p. 81 — Cercetarea degajărilor de gaze și termogravimetria procesului de sinterizare a oțelului rapid pulverulent RGM6, p. 83 — Cheia creșterii eficienței, p. 86 — Utilizarea calculatoarelor electronice la elaborarea schemei de dezvoltare și amplasare a siderurgiei, p. 88 — Cercetarea tehnologiei de răcire la călirea baloanelor în mediu apă—aer, p. 92 — Cercetarea eficienței încălzirii locale în camera cuptorului, p. 94.

Ing. A. Krecsák
Intreprinderea metalurgică — Aiud

Influența matricei asupra determinării spectrometrice a compoziției oțelurilor înalt aliate

Determinarea spectrometrică a compoziției oțelurilor înalt aliate ridică o serie de dificultăți și inconveniente, datorită mai multor factori care deranjează analiza spectrometrică. Aceste dificultăți sînt :

— necesitatea multor etaloane de recalibrare ;

— necesitatea multor etaloane de calibrare și trasarea curbelor de etalonare ;

— interferența elementelor ;

— influența matricei de elemente.

În cazul în care se elaborează o gamă largă de mărci și tipuri de oțeluri, este nevoie de existența mai multor programe de analiză, grupate pe tipuri de oțeluri și game de concentrații restrînse. De exemplu : oțel tip Cr — — %Fe = 85 — 95% ; oțel tip Cr—Ni—%Fe = = 85 — 90% ; oțel tip Cr—Ni — %Fe = = 75—85% ; oțel tip Cr — Ni — %Fe = 65 — 75% ; oțel tip Cr—Ni — %Fe = 55—65% ; oțel tip Cr—Ni—W etc.

Toate aceste programe necesită probe de recalibrare proprii, etaloane de standardizare proprii, seturi de curbe și valori de programare proprii.

Pentru aceasta, se lucrează cu un număr mare de probe și informații, se pierde timp prețios pentru recalibrări, timp în care nu se pot executa analize pentru producție.

Lucrarea de față face parte dintr-o lucrare mai amplă, prin care s-a propus gruparea programelor pe tipuri de oțeluri cu o gamă largă de concentrații, determinarea interferențelor dintre elemente și influența matricei pentru determinarea rapidă a compoziției oțelurilor cu spectrometru de emisie tip Quantovac ARL 34000.

Lucrarea de față tratează influența matricei asupra determinării carbonului din oțeluri aliate, în vederea determinării exacte a carbonului și ridicării calității produselor turnate din oțeluri inoxidabile și refractare.

Prin prelucrarea statistică a datelor obținute prin trei metode diferite de analiză (chimică, instrumentală cu IR și emisie spectrală), s-a observat că există o influență însemnată a matricei asupra elementelor cu linii analitice (sub 2 000 Å) și o influență ușor neglijabilă asupra elementelor cu lungimi de undă de peste 2 000 Å. Influența matricei asupra liniei carbonului este foarte puternică, putînd ajunge la abateri relative de ± 20 — 30%. O asemenea abatere compromite rezultatul analizei.

Pentru rezolvarea acestei situații, s-a cercetat și aplicat următoarea metodă :

— gruparea programelor pe tipuri de oțeluri de gamă largă de concentrații ;

— calibrarea aparatelor cu probe de recalibrare corespunzătoare și etaloane în domeniul concentrațiilor programelor ;

— în funcție de ponderea concentrației celei mai frecvente, se va trasa o curbă de etalonare pentru carbon, cu probele de concentrație în carbon diferită și concentrație de fier identică (pentru înlăturarea influenței matricei). Un exemplu este curba de calibrare cu (fier) : Fe = = constant = 50% sau 60% sau 65% etc. ;

— cu probe etalon cu concentrația Fe = = variabil, diferit de Fe = constant se va trasa funcția % $Cr/\%C_f = f(\%Fe)$;

— ecuația funcție (% $Cr/\%C_f = f(\%Fe)$ se introduce în tabelul de corecții sau se tabelează în cazul aparatelor manuale.

Deci calculul rezultatelor se execută printr-o dublă normalizare (dublă influență a %Fe asupra determinării C).

Prin metoda propusă, exactitatea determinărilor se încadrează în exactitatea și reproductibilitatea analizelor spectrometrice.

Condițiile de determinare :

— Spectrometrul de emisie tip Quantovac ARL 34000.

— Curbe de standardizare stabilite cu etaloane B.S.81 — 88, I.M.A. $A_1—A_{16}$.

— Probe de recalibrare $A_{23}—A_{42}$.

— Sursă de excitare UNISOURCE 7820.

— Parametrii de excitare :

PBT	INT
10 s	5s
9,5 kV	7,5 kV
360 μH	360 μH
100 Hz	100 Hz
55 μF	10μF
V_1 = 500 V	V_2 = 400 V

linii spectrale de analiză

Fe	standard intern	2714,4
C		1930,9

Curba de etalonare a carbonului trasat cu proba cu Fe = 50% = constant.

Rezultatele determinărilor și datele prelucrate sînt prezentate în tabelul 1.

În care :

Fe este % de Fe la probe analizate ;

C_r — % carbon real determinat prin metoda clasică și instrumentală cu IR ;

Tabelul 1

Rezultatele determinărilor și datele prelucrate

Proba	Fe	C_r	C_f	A_{rel}	C_r/C_f, factor mult.	C_f/C_r, infl. matrice	*Ab.* abs.
1	52,32	0,32	0,331	3,437	0,967	1,034	0,011
2	35,4	0,36	0,307	14,72	1,173	0,853	0,053
3	29,95	0,12	0,09	25	1,333	0,75	0,03
4	48	0,285	0,278	2,46	1,025	0,975	0,007
5	70,4	0,58	0,682	17,586	0,850	1,176	0,102
6	54,03	0,198	0,2075	47,979	0,954	1,048	0,095
7	49,67	0,548	0,542	1,09	1,011	0,989	0,006
8	49,97	0,737	0,735	0,271	1,003	0,997	0,002
9	56,25	0,395	0,405	2,531	0,975	1,03	0,01
10	33,9	0,308	0,253	17,857	1,22	0,821	0,055
11	47,72	0,35	0,336	4,00	1,042	0,96	0,014
12	68,88	0,60	0,682	13,67	0,88	1,137	0,082
13	88,6	0,416	0,551	32,45	0,755	1,32	0,13
14	54,6	0,475	0,49	3,16	0,969	1,031	0,015
15	35,2	0,323	0,27	16,41	1,20	0,836	0,035
16	34,5	0,20	0,174	13	1,15	0,87	0,026
17	49	0,23	0,2274	1,13	1,011	0,988	0,0026
18	87,1	0,595	0,767	28,91	0,776	1,29	0,172

C_f — procent carbon fictiv calculat de pe curba de etalonare a carbonului trasat cu probe Fe = const. = 50%;

$A_{rel} - \frac{\text{abatere abs.} \times 100}{C_r}$ abaterea relativă %C fictiv față de procent carbon real;

$\frac{C_r}{C_f}$ — factor multiplicativ;

$\frac{C_f}{C_r}$ — influența matricei de elemente asupra carbonului;

Ab.abs. = $|C_r - C_f|$ — abatere absolută.

Pe baza datelor obținute și prelucrate se trasează curba de dependență % C_r/% C_f = = f(Fe)

Valorile obținute, respectiv dependența % C_r/% $C_f = f$(%Fe), se vor tabela în cazul analizoarelor manuale, iar, în cazul analizoarelor cu computer, ecuația curbei se va introduce în tabela corecțiilor, în vederea corectării automate a concentrației carbonului la determinarea rapidă spectrometrică a compoziției oțelurilor înalt aliate.

Toate curbele de calibrare și toate calculele de concentrație sînt executate prin folosirea metodei raporturilor de concentrație.

Curbele de etalonare sînt funcții de forma:

$$I_E = f(C_E/C_{Fe})$$

Calculul concentrațiilor se face folosind următorul mod de prelucrare a datelor:

$$\%\,Fe = \frac{100}{1 + \varepsilon \frac{E}{Fe}}$$

— Se determină concentrațiile relative pe baza curbelor de calibrare:

$$C_E/C_{Fe}$$

— Se calculează %Fe cu relația:

$$\%\,Fe = \frac{100}{1 + \varepsilon \frac{C/_F}{C_{Fe}}}$$

— Se aplică corecția (K) pentru elementele neanalizate:

$$\%Fe = \%Fe - K$$

$$K = 0{,}1 - 0{,}3\,\%$$

— Se calculează concentrația elementelor cu relația:

$$C_E = \%Fe\left(\frac{\%E}{\%Fe}\right),$$

inclusiv pentru elementul urmărit în această lucrare, *carbonul*. Această concentrație nu este reală, ci fictivă, la care trebuie aplicată corecția conform procedurii prezentate în lucrare.

Ecuația curbei de corecție pentru carbon la I. M. Aiud este de forma:

$$C_r/C_f = 1{,}7909415 - 2{,}0806251 \cdot 10^2(\%Fe) + + 1{,}0371597 \cdot 10^{-4}(\%Fe)^2$$

Posibilități de aplicare a metodei

Determinarea influenței matricei de elemente asupra unuia sau mai multor elemente necesită un volum foarte mare de muncă; din această cauză se propune ca datele obținute la laboratorul Quantovac de la I. M. Aiud să fie

preluate ca atare de laboratoarele similare din țară, făcînd numai o ajustare a rezultatelor în funcție de programele analitice diferite.

Metoda propusă poate fi utilizată la programele grupate în modul descris anterior, în toate întreprinderile și institutele care posedă spectrometru tip 3400 sau spectrometru cu sistem optic asemănător.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ceaușescu, D. *Tratarea statistică a datelor chimico-analitice*. București, Ed. tehnică, 1979.

[2] Tiron, M. *Prelucrarea statistică și informațională a datelor de măsurare*. București, Ed. tehnică, 1977.

[3] Iancu, I. *Elemente de optică aplicată*. București, Ed. științifică și enciclopedică, 1977.

[4] Vacu, S. *Elaborarea oțelurilor aliate*. București, Ed. tehnică, 1980.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 4, 1985

Progresul tehnico-științific în industria de țevi, p. 1 — Controlul distribuției temperaturilor suprafeței încărcăturii la gura de alimentare a furnalului, p. 3 — Eficiența utilizării zgurei de convertizor la fabricarea aglomeratului pentru furnal, p. 7 — Studierea proprietăților termofizice ale zgurelor de furnal, p. 10 — Tehnologia de economisire a energiei la fabricarea sîrmei laminate cu diametru de 8—10 mm pe un agregat de turnare continuă și de laminare, p. 12 — Prelucrarea cu ultrasunete a jetului de metal lichid, p. 13 — Îmbunătățirea calității lingoului turnat continuu în cazul turnării oțelului cu răcitoare imersate răcite cu apă, p. 16— Studierea mecanismului de pătrundere a topiturii de zgură în zona de contact dintre învelișul lingoului și pereții cristalizorului, p. 19 — Stabilirea parametrilor de oscilare a cristalizorului de la mașinile de turnare continuă a semifabricatelor, ținînd seamă de deformarea semifabricatului de turnat, p. 22 — Eficiența micșorării grosimii semifabricatelor pentru tablă turnate continuu, p. 24 — Particularitățile de formare a frontului de solidificare a slebului cu secțiunea de 300 × 1 650 în cristalizorul unei mașini de turnare continuă curbilinii, p. 27 — Îmbunătățirea calității oțelului slab aliat prin perfecționarea tehnologiei de turnare continuă, p. 30 — Îmbunătățirea calității țaglelor pentru țevi, turnate continuu, p. 31 — Sistem combinat de răcire a lingourilor turnate continuu, p. 33 — Perspectivele dezvoltării tehnologiei de fabricație a oțelului rezistent la coroziune, p. 35 — Situația și perspectivele dezvoltării electrometalurgiei speciale, p. 36 — Afinarea fontei fosforoase și aliate, p. 37 — Fabricarea benzilor laminate la cald cu un nivel garantat de rezistență, p. 40 — Studierea regimurilor de laminare pe slebing cu extinderea cilindrilor verticali, p. 43 — Examinarea cauzelor de formare a defectului „arsură încastrată" pe suprafața tablei din oțel pentru automobile, p. 45 — Perfecționarea tehnologiei de laminare la cald a aliajelor de precizie, p. 48 — Utilizarea roboților industriali, a manipulatoarelor, a automatizării complexe și a mecanizării în secțiile de țevi, p. 49 — Proprietățile țevilor durificate termic și sudate electric din oțeluri slab aliate, p. 52 — Proprietățile produselor cu acoperiri polimerice obținute prin depunerea anodică a oligomerelor cu conținut de carbosil din medii apoase, p. 54 — Influența scînteierii asupra proprietăților mecanice ale sîrmei în cazul tratamentului electrotermic al semifabricatului, p. 57 — Căi de accelerare a progresului tehnico-științific la fabricarea pieselor metalice și a oțelului calibrat, p. 60 — Creșterea rezistenței și siguranței țevilor petroliere prin tratamentul termomecanic combinat, p. 63 — Influența structurii asupra proprietăților magnetice ale oțelului electrotehnic nealiat, p. 67 — Proprietățile oțelurilor cu Cr-Mo-V fără wolfram pentru scule, p. 69 — Încercarea oțelului O3H11N10M2T1-VD pentru arcurile centurilor inerțiale de siguranță, p. 72 — Sarcinile accelerării progresului tehnico-științific în metalurgia oțelurilor de calitate, p. 73 — Materiale pulverulente pentru aplicarea acoperirilor gazotermice, p. 78 — Influența organizării fluxului de lingouri calde asupra indicatorilor economici ai funcționării cuptoarelor adînci de încălzire, p. 81 — Metodica stabilirii eficienței noilor procedee de pregătire a deșeurilor de metal, p. 86 — Temperatura călăreților în cuptorul de împingere și cuptoarele cu grinzi pășitoare, p. 88 — Metoda stabilirii condițiilor locale ale schimbului de căldură în cazul răcirii cu spray, p. 89 — Alegerea parametrilor de regim ai desprăfuitoarelor rapide în cazul epurării gazelor evacuate de la cuptoarele electrice, p. 92 — Exploatarea sistemelor de alimentare cu apă a epuratoarelor de gaze de la furnale, p. 94.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 4, 1985

Elaborarea feromanganului în furnale în cazul unui conținut crescut de alcalii în încărcătură, p. 11 — Aspecte organizatorice ale problemei de creștere a eficienței producției de fontă de furnal, p. 13 — Reconstrucția sistemului de introducere a încărcăturii la furnalul de 5000 m³, p. 16 — Perfecționarea torcretării cu flacără a căptușelii agregatelor pentru elaborarea oțelului, p. 18 — Asimilarea și eficiența funcționării cuptoarelor de ars var KS—1000, p. 21 — Torcretarea cu flacără a căptușelii încălzite în prealabil a convertizoarelor, p. 23 — Fabricarea oțelurilor rapide pulverulente și eficiența utilizării acestora, p. 24 — Mecanizarea lucrărilor cu volum mare de muncă în oțelării, p. 25 — Laminarea la rece în cadrul procedeului tehnologic de obținere a profilelor fasonate de mare precizie, p. 27 — Noua profilare a cilindrilor de lucru în vederea laminării tablei pe laminorul 1700 KarMK, p. 29— Creșterea eficienței producției de semifaricate, p. 31 — Influența defectului de tip arsură „Mazkovaia" asupra calității suprafeței laminatului, p. 33 — Separarea profilelor laminate prin încovoierea alternativă la rece, p. 34 — Parametrii optimi ai forjării capetelor țevilor pe mașini tip pîrghie, p. 36 — Utilizarea șaibelor calibrate la dozarea acidului și apei în agregatele continue de decapare, p. 37 — Experimentul economic în primele întreprinderi siderurgice, p. 40 — Experiența activității combinatului cu privire la creșterea peste plan a productivității muncii, p. 41 — Micșorarea zgomotului în secțiile de cabluri ale industriei de piese metalice, p. 43.

Giesserei, R.F.G., nr. 14, 1985

Proiectarea unei noi turnătorii de metale neferoase cu referire specială la umanizarea muncii, p. 411 — Îndepărtarea sistemelor de atac și de alimentare, prin procedee de separare fără așchiere, p. 416 — Marcarea pieselor turnate în scopul introducerii în procesul de fabricare, p. 422 — Sinteză bibliografică anuală asupra mecanizării fabricării formelor și miezurilor (urmare 21), p. 424.

Ing. R. Șaban și ing. M. Târcolea
Institutul politehnic — București

Studiu experimental privind corelația dintre valoarea coroiajului și mărimea carburilor la deformarea plastică a unui oțel rapid cu conținut scăzut de elemente de aliere

CZ :624.058

Comportarea în exploatare a sculelor așchietoare din oțeluri rapide este influențată în principal de morfologia carburilor. Segregația de carburi obținută la turnarea lingoului este puternic modificată în timpul deformării plastice și într-o măsură mai mică prin aplicarea tratamentului termic final.

Obținerea unor carburi fine și uniform distribuite pe secțiunea semifabricatului forjat asigură la tratamentul termic final o masă de bază puternic aliată cu duritate ridicată și rezistență la uzură.

Avînd în vedere influența determinantă a morfologiei carburilor asupra caracteristicilor de exploatare ale oțelurilor rapide, rezultă necesitatea cunoașterii corelației dintre valoarea coroiajului și segregația de carburi obținută la deformarea plastică.

Lucrarea de față își propune stabilirea unei relații analitice între valoarea coroiajului, diametrul mediu al carburilor și aria ocupată de carburi, la forjarea unui lingou din oțel rapid din clasa 3—3—2.

În acest scop, a fost elaborat un lingou cu masa de 26,5 kg. Compoziția chimică a oțelului este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului studiat

Denumirea elementului	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
%	0,95	0,67	0,28	0,010	0,020	3,90	3,40	2,00	3,30

Lingoul a fost în continuare forjat pe un ciocan de forjare liberă de 400 kgf. S-au obținut semifabricate cu secțiune pătrată de dimensiuni 40 × 40 mm, 25 × 25 mm și 14 × 14 mm.

Valorile coroiajului obținute, corespunzătoare celor trei dimensiuni de semifabricat, sînt $C_1 = 8{,}35$, $C_2 = 21{,}40$, $C_3 = 68{,}0$.

În scopul determinării segregației de carburi, au fost prelevate probe din lingou și din cele trei semifabricate forjate.

Analiza morfologiei carburilor a fost efectuată pe aparat „Quantimet'' tip „720 IMANCO MR''.

Au fost analizate cîte două probe reprezentînd starea turnată și cele trei dimensiuni de semifabricate forjate.

Studiul probelor a fost efectuat pe direcție longitudinală pe cîte 20 cîmpuri microscopice.

Pentru a stabili o corelație analitică între coroiaj și segregația de carburi, s-au considerat valorile experimentale ale diametrului mediu al carburilor, $\bar{d}$ [μm], și respectiv ale suprafeței ocupate de carburi, A[%], determinate experimental prin quantimetrie.

Deoarece ambele variabile dependente analizate ($\bar{d}$ și A) evoluează aproximativ în același mod, în funcție de variabila independentă (C), conform datelor experimentale din tabelul 2, s-au propus patru tipuri de dependențe analitice care au fost determinate prin analiza de corelație și regresie.

Tabelul 2

Valorile variabilei independente (C) și ale variabilelor dependente (a și A) determinate experimental

Nr. crt./ Simbolul variabilelor	Coroiajul C[—]	Diametrul mediu al carburilor d [μm]		Aria ocupată de carburi A [%]	
	x	y_1		y_2	
1	1,00	4,8	4,8	8,68	8,68
2	8,35	2,3	2,3	3,32	4,75
3	21,40	2,2	2,5	2,63	3,21
4	68,00	2,0	2,1	1,10	2,46

Cele patru tipuri de ecuații propuse sînt:

$$y = a \exp\left(\frac{b}{x}\right) \tag{1}$$

$$y = a \exp(bx) \tag{2}$$

$$y = a + \frac{b}{x} \tag{3}$$

$$y = a + b \exp(-x) \tag{4}$$

Pentru utilizarea metodei regresiei liniare în calculul coeficienților a și b, este necesară liniarizarea celor patru ecuații prin schimbarea variabilelor (tab. 3).

În acest mod cele patru ecuații propuse au devenit liniare, de forma:

$$Y = A + BX \tag{5}$$

Mărimile A și B se determină cu relațiile:

$$B = r_{xy} \cdot \frac{S_x}{S_y} \tag{6}$$

Tabelul 3

Schimbarea de variabile în vederea liniarizării ecuațiilor

Numărul ecuației	X	Y	A	B
1	$\frac{1}{x}$	$\ln y$	$\ln a$	b
2	x	$\ln y$	$\ln a$	b
3	$\frac{1}{x}$	y	a	b
4	$\exp(-x)$	y	a	b

$$A = \bar{Y} - B\bar{X} \qquad (7)$$

unde $\bar{X}$ și $\bar{Y}$ sînt mediile valorilor experimentale; S_x și S_y sînt abaterile medii pătratice ale acestora, iar r_{xy} este coeficientul de corelație, care se determină cu formula utilizată în regresia liniară:

$$r_{xy} = \frac{n \cdot \Sigma XY - \Sigma X \cdot \Sigma Y}{n \cdot S_x \cdot S_y} \qquad (8)$$

În relația (8), n reprezintă numărul de perechi de valori experimentale, iar ΣX, ΣY și $\Sigma X \cdot Y$ se determină pe baza datelor experimentale, prezentate în tabelul 2.

Din prelucrarea datelor experimentale rezultă valori pentru constantele a și b (tab. 4).

Din analiza valorilor coeficientului de corelație r_{xy}, se observă că atît pentru diametrul mediu, cît și pentru suprafața ocupată de carburi, ecuațiile, care exprimă cel mai fidel mărimile experimentale, sînt (1), (3) și (4).

Dintre acestea, ecuațiile de tip (3) au cel mai bun coeficient de corelație și deci expresiile analitice ale dependențelor analizate sînt:

$$\bar{d} = 2{,}136 + 2{,}671 \cdot \frac{1}{C}, \ \mu m \qquad (9)$$

$$A = 2{,}504 + 6{,}263 \cdot \frac{1}{C}, \ \% \qquad (10)$$

Variația mărimilor analizate ($\bar{d}$ și A), în funcție de valoarea coroiajului, determinată în baza ecuațiilor (1), (3) și (4), este prezentată în figurile 1 și 2.

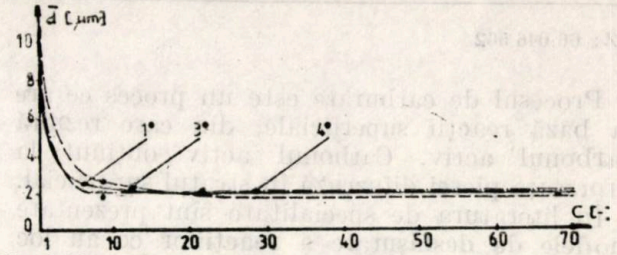


Fig. 1. Dependența diametrului mediu al carburilor de valoarea coroiajului

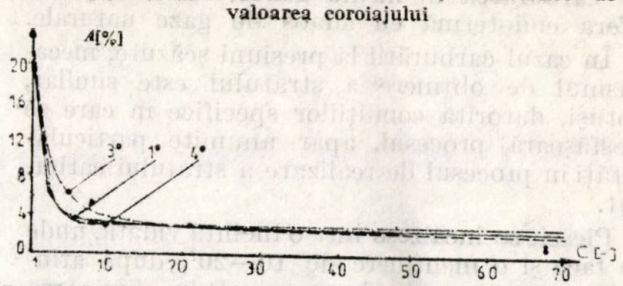


Fig. 2. Dependența suprafeței ocupate de carburi în funcție de valoarea coroiajului

Calculul valorilor constantelor „a" și „b" pentru ecuațiile propuse *Tabelul 4*

Parametrul analizat	Ecuația propusă	Coef. de corelație r_{xy}	Abaterea medie pătratică S_x	Abaterea medie pătratică S_y	Mediile $\bar{X}$	Mediile $\bar{Y}$	a	b
Diametrul mediu $\bar{d}$ [μm]	1	0,9780	0,4369	0,3557	0,2953	1,0129	2,177	0,796
	2	—0,6863	27,8506	0,3557	24,6875	1,0129	3,419	—0,009
	3	0,9906	0,4369	1,1781	0,2953	2,9250	2,136	2,671
	4	0,9824	0,1703	1,1781	0,920	2,9250	2,299	6,798
Suprafața ocupată A [%]	1	0,8351	0,4369	0,6861	0,2953	1,2761	2,432	1,312
	2	—0,8324	27,8506	0,6861	24,2675	1,2761	5,944	—0,021
	3	0,9579	0,4369	2,8564	0,2953	4,3538	2,504	6,263
	4	0,9350	0,1703	2,8564	0,0920	4,3538	2,910	15,686

Concluzii

— Creșterea valorii coroiajului determină micșorarea diametrului mediu al carburilor precum și a ariei ocupate de acestea.

— Reducerea accentuată a diametrului mediu al carburilor, precum și a suprafeței ocupate de acestea se manifestă la valori ale coroiajului cuprinse între 5 și 15.

— Creșterea valorii coroiajului peste 25 influențează într-o măsură redusă mărimea și distribuția carburilor oțelului studiat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Drăgan, I. *Tehologia deformării plastice*. București, Editura didactică și pedagogică, 1976.

[2] Taloi, D., Florian, E., Bratu, C. și Berceanu, E. *Optimizarea proceselor metalurgice*. București, Editura didactică și pedagogică, 1983.

[3] Dulămiță, T. și Florian E. *Tratamente termice și termochimice*. București, Editura didactică și pedagogică, 1982.

Dr. ing. L. Drugă
I.C.S.I.T.P.S.C – București

Mecanismul de formare și cinetica creșterii straturilor carburate la presiuni scăzute

CZ: 66.046.562

Procesul de carburare este un proces ce are la bază reacții superficiale, din care rezultă carbonul activ. Carbonul activ obținut la suprafața piesei difuzează în stratul superficial.

În literatura de specialitate sînt prezentate modele de desfășurare a reacțiilor ce au loc la carburarea în mediu gazos, folosind atmosfera endotermă cu adaos de gaze naturale.

În cazul carburării la presiuni scăzute, mecanismul de obținere a stratului este similar, totuși, datorită condițiilor specifice în care se desfășoară procesul, apar anumite particularități în procesul de realizare a stratului carburat.

Piesele se încălzesc într-o incintă vidată, unde se face și o menținere de 10—20', după atingerea temperaturii de regim. Prin eliminarea oxigenului, a vaporilor de apă și a bioxidului de carbon din incintă dispare pericolul formării unor oxizi metalici, care să împiedice sau să frîneze procesul de trecere a carbonului activ din atmosfera cuptorului în suprafața piesei.

De asemenea, se înlătură și impuritățile de pe suprafața pieselor, cum ar fi uleiul de la prelucrările mecanice, grăsimi diverse, care prin volatilizare sînt antrenate de către pompa de vid.

Suprafața astfel pregătită permite cu mai multă ușurință trecerea carbonului din atmosfera cuptorului în piesă.

Prin introducerea gazului carburant la temperatura de lucru, are loc disocierea acestuia după următoarele reacții:

$$CH_4 \rightleftarrows C + 2H_2, \qquad (1)$$

cu constanta de echilibru:

$$K_3 = \frac{P_{CH_4}}{(P_{H_2})} \qquad (2)$$

și ecuația energiei libere:

$$\log \cdot K_3 = \frac{8\,370}{T} - 5{,}770 \qquad (3)$$

În figura 1 se prezintă curba de variație a disponibilului de carbon cu temperatura pentru CH_4, calculată cu relațiile de mai sus [1]. Se observă că la temperatura de 900 °C există de cca 600 ori mai mult carbon disponibil în gazul metan decît în atmosfera endotermă.

Spre deosebire de procedeul clasic, unde fazele de transport de gaz activ și difuzie a gazului (prin stratul limită Nernst) se pot accelera prin agitarea atmosferei din cuptor (prin interme-

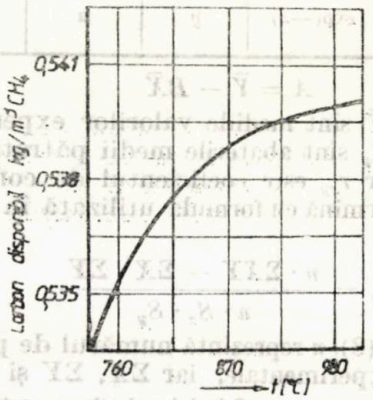


Fig. 1. Disponibilul de carbon în gazul metan, în funcție de temperatura de regim

diul unor agitatoare), în cazul de față accelerarea se realizează introducînd gazul în porții, menținîndu-l o perioadă și apoi evacuîndu-l cu ajutorul pompei de vid.

Prin acest sistem, se creează posibilitatea aducerii în permanență de gaz proaspăt în stratul limită și în special în orificiile închise, unde prin alte procedee nu este posibilă realizarea unui strat controlat.

În cazul în care pe suprafața piesei există oxizi, aceștia, în prezența hidrogenului, se reduc după următoarea reacție:

$$FeO + H_2 \leftrightarrows Fe + H_2O - 6\,690 \text{ kcal}, \qquad (4)$$

având următoarea consantă de echilibru:

$$K_p = \frac{P_{H_2}}{P_{H_2O}} \qquad (5)$$

$$\log K_p = 724 \cdot T^{-1} - 0{,}3915 \qquad (6)$$

Vaporii de apă, care pot apărea din această reacție, intră în combinație fie cu carbonul în exces, fie cu grafitul izolației termice, formîndu-se oxid de carbon, care apoi este eliminat de către pompa de vid.

În figura 2 se prezintă un model al reacțiilor posibile la suprafața piesei [2].

În figura 3 se prezintă condițiile de echilibru ale fierului cu amestecul gazos $CH_4—H_2—C$[3]. Se observă, că, la temperatura de 950°,

depunerea de negru de fum corespunde concentrației de saturație în carbon a austenitei (1,35 %C), și apare la 1,6 % CH_4 în amestec de $CH_4 + H_2$, în timp ce la 1 050°C saturația austenitei se realizează la 0,8 % CH_4, iar depunerea de negru de fum apare la 1 % CH_4.

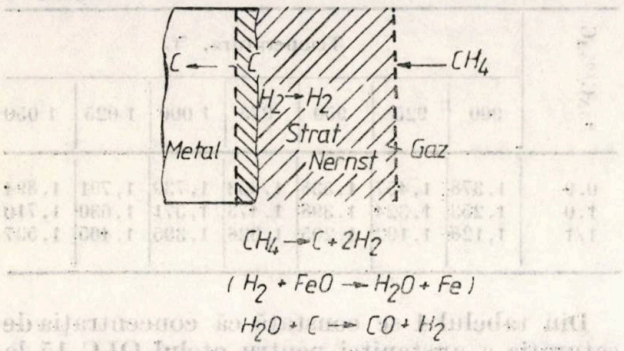


Fig. 2. Model de desfășurare a reacțiilor posibile la suprafața piesei

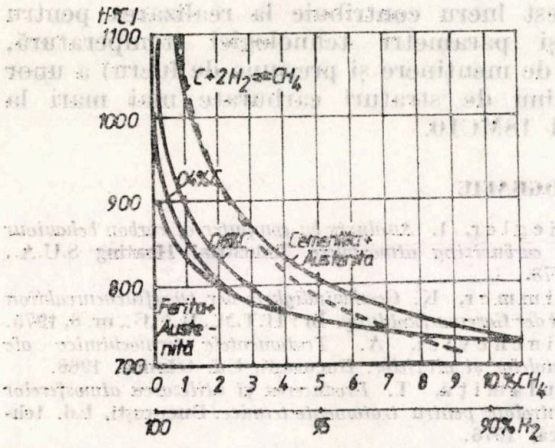


Fig. 3. Diagrama de echilibru a fierului cu atmosfera gazoasă formată din $CH_4 - H_2 - C$

Avînd în vedere că acest echilibru are loc numai în incinta caldă și, în special, la suprafața pieselor și că în restul instalației există zone reci, gradul de disociere al gazului de carburare din cuptor va fi diferit, iar o analiză a gazelor la ieșire nu este semnificativă. De aceea, în general, procesele nu se reglează pe baza concentrației de CH_4, ci pe baza presiunii gazelor în cuptor.

În figura 4 se prezintă o porțiune din diagrama de echilibru Fe—C, în care se pune în evidență variația concentrației de saturație a austenitei în carbon în intervalul de temperaturi 900 — 1 050°C.

Se observă că, dacă la temperatura de 900°C concentrația carbonului în austenita saturată este de 1,25 % C, prin creșterea temperaturii de regim pînă la 1 050° C această concentrație poate ajunge la 1,70 % C; astfel, mărirea temperaturii de lucru face posibilă obținerea la suprafața piesei a unei concentrații de 1,6—1,7 %C.

Același lucru rezultă și din figura 5, unde se prezintă variația activității carbonului în austenită în funcție de temperatură [4].

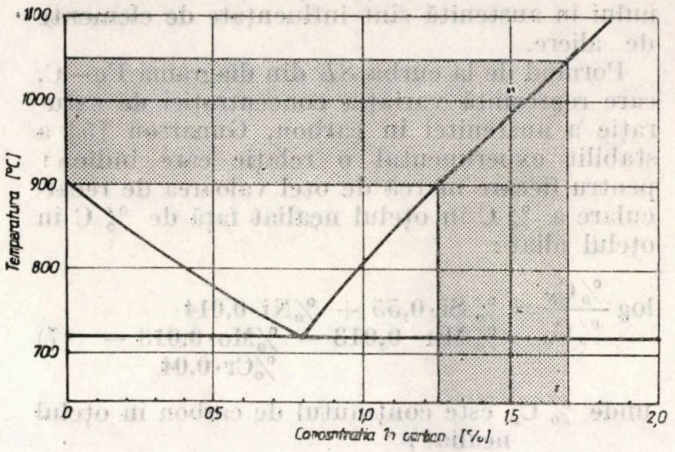


Fig. 4. Variația concentrației de saturație a austenitei cu carbon, în funcție de temperatura de regim

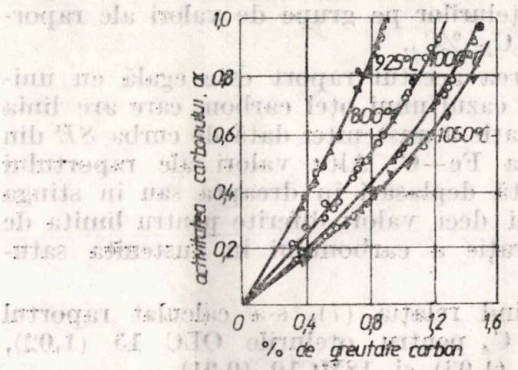


Fig. 5. Variația activității carbonului în austenită, în funcție de temperatură și de concentrația în carbon a oțelului

Pentru un conținut de 1,1 % C, la temperatura de 925° C, activitatea carbonului este de 0,8, în timp ce, la 1 050° C, valoarea acestui parametru termodinamic scade la 0,55.

Datele prezentate pun în evidență faptul că la temperaturi ridicate, dacă există disponibil carbon în gazul activ, atunci se obțin cu ușurință concentrații ridicate de C în austenită.

De obicei, în practica industrială se urmărește realizarea de straturi cu o concentrație superficială de 0,8—1 % C.

Pentru aceasta, în cazul carburării la presiuni scăzute, în prima fază se conduce procesul, în așa fel încît să se obțină straturi cu concentrații de 1,5—1,6%C, iar apoi prin menținere un timp în cuptor la 10^{-1} m bar fără gaz activ se va realiza difuzia carbonului de la suprafață spre interior, cu micșorarea concentrației în suprafață, concomitent cu mărirea grosimii stratului îmbogățit în carbon.

Timpul de difuzie depinde de temperatura la care are loc procesul, cunoscut fiind faptul că coeficientul de difuzie crește exponențial cu creșterea acesteia.

Pentru a stabili modul de comportare la carburare a diverselor tipuri de oţeluri, s-a ţinut seamă de faptul că concentraţia de saturare a austenitei şi deci şi activitatea carbonului în austenită sînt influenţate de elemente de aliere.

Pornind de la curba *SE* din diagrama Fe—C, care reprezintă variaţia concentraţiei de saturaţie a austenitei în carbon, Gunarson [5] a stabilit experimental o relaţie care indică pentru fiecare marcă de oţel valoarea de recalculare a % C în oţelul nealiat faţă de % C în oţelul aliat:

$$\log \frac{\%C_N}{\%C_A} = \%Si \cdot 0{,}55 + \%Ni \cdot 0{,}014 \; \%Mn \cdot 0{,}013 - \%Mo \cdot 0{,}013 - \%Cr \cdot 0{,}04 \quad (7)$$

unde % C_N este conţinutul de carbon în oţelul nealiat;

% C_A — conţinutul de carbon în oţelul aliat.

Pe baza acestei relaţii se poate face o împărţire a oţelurilor pe grupe de valori ale raportului $\%C_N/\%C_A$.

Valoarea acestui raport este egală cu unitatea în cazul unui oţel carbon care are linia de saturaţie a austenitei dată de curba *SE* din diagrama Fe—C. Alte valori ale raportului reprezintă deplasări în dreapta sau în stînga curbei şi deci valori diferite pentru limita de concentraţie a carbonului în austenita saturată.

Utilizînd relaţia (7), s-a calculat raportul $\%C_N/\%C_A$ pentru oţelurile OLC 15 (1,02), 13CN30 (1,03) şi 18MC10 (0,91).

Prin încercări pe calculator, pornind de la date experimentale, s-a stabilit o relaţie care descrie curba *SE* din diagrama fier carbon [6]:

$$\%C_{Nsat} = 1{,}66667 \cdot 10^{-10} \cdot T^3 + 6{,}13450 \cdot 10^{-7} \cdot T^2 + 7{,}21098 \cdot 10^{-4} \cdot T - 7{,}05974 \cdot 10^{-1} \quad (8)$$

Cu ajutorul relaţiei (8) s-a determinat pe calculator variaţia concentraţiei de carbon în austenita nealiată saturată cu temperatura de lucru şi valorile acestei concentraţii în funcţie de raportul $\%C_N/\%C_A$. Datele obţinute se prezintă în tabelul 1.

Tabelul 1

$\%C_N/\%C_A$	Temperatura, °C						
	900	925	950	975	1 000	1 025	1 050
0,9	1,378	1,457	1,538	1,653	1,739	1,791	1,894
1,0	1,253	1,324	1,398	1,473	1,571	1,630	1,710
1,1	1,128	1,192	1,205	1,326	1,395	1,465	1,537

Din tabelul 1 se constată că concentraţia de saturaţie a austenitei pentru oţelul OLC 15 la temperatura de regim de 1 050° C este de 1,71 % C, iar la oţelul 18 MC 10, de 1,89 % C.

Acest lucru contribuie la realizarea pentru aceiaşi parametri tehnologici (temperatură, timp de menţinere şi presiune de lucru) a unor adîncimi de straturi carburate mai mari la oţelul 18MC10.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ziegler, I. *Analysis by computer of carbon behaviour in carburizing atmosphere.* Industrial Heating S.U.A., 1978.

[2] Rimmer, K. *Geschwindigkeit der Oberflächenreaktion bei der Gasenaufkohlung.* În: H.T.M., R.F.G., nr. 6, 1975.

[3] Minchevici, A. *Tratamentele termochimice ale metalelor şi aliajelor.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1968.

[4] Dulămiţă, T. *Producerea şi utilizarea atmosferelor controlate pentru tratamente termice.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1976.

[5] Gunarson, E. *Einfluss von Legierungsstoffen auf den Kohlenstoffgehalt von aufgekohlten Einsatzstählen.* În: H.T.M., R.F.G., nr. 22, 1977.

[6] Montevecchi, I. *Adatamento agli acciai legati dei diagrammi di equilibrio per atmosfere endotermiche calcolati per acciai al carbonio.* XV Convegno Nationale di Metallurgia, Bolonia, 1972.

Prof. dr. ing C. Wanyorek
Universitatea din Braşov

Limbajul profesional ca mijloc perfectibil de transmitere a informaţiei — cu aplicaţii în metalurgia fizică şi tratamentele termice*

CZ : 800.935 : 62 : 669.017

Orice activitate — tehnică, didactică, ştiinţifică — se bazează pe transmiterea informaţiei: de la instructor la executant, de la profesor la elev, de la autor la cititor, de la om la om — comunicare realizată prin intermediul limbajului general, completat cu limbajul profesional, caracterizat la rîndul lui prin folosirea unor termeni, definiţii, clasificări adaptate activităţilor respective.

De calitatea transmiterii informaţiei — şi, implicit, şi de calitatea limbajului profesional-depinde, în mare măsură, calitatea activităţilor respective.

Dacă, însă, pe de o parte, nivelul atins de ştiinţă şi tehnică se reflectă în vocabularul de specialitate al timpului, pe de altă parte este posibil, chiar probabil, ca — ştiinţa şi tehnica evoluînd, progresînd — vechea terminologie profesională, devenită prin uz tradiţională, clasică, să rămînă în urmă, să nu mai corespundă calitativ, să nu mai fie capabilă nici să reflecte corect, nici să stimuleze evoluţia activităţilor.

Este evident că folosind termeni, definiţii, clasificări defectuoase, învechite, improprii, incomplete, neprecise, ambigue, neintuitive, obscure sau chiar eronate, nu se poate nici gîndi, nici acţiona corect, fiind imposibil a se obţine, în aceste condiţii, rezultate superioare, nici în activităţile teoretico-ştiinţifice, nici în cele practice-aplicative.

Termenii, definiţiile, clasificările necorespunzătoare calitativ împiedică realizarea în mintea omului a unei reprezentări realiste despre natura şi dialectica obiectelor şi a fenomenelor în discuţie, frînează dezvoltarea unei gîndiri clare, favorizează îmbîcsirea cunoştinţelor cu idei eronate sau preconcepute, tradiţionaliste, şabloane de gîndire, exprimare şi acţiune, moştenite sau preluate necritic din surse străine**, idei care împiedică efectiv progresul calitativ şi cantitativ, teoretic şi practic, al ştiinţei şi tehnicii.

În consecinţă, se impune a se proceda periodic la o revizuire critică a terminologici de specialitate, în vederea perfecţionării ei, prin confruntarea dialectică, realistă, a obiectelor sau fenomenelor (proceselor) cu termenii, definiţiile, clasificările chemate să le reprezinte.

Deseori creaţia ştiinţifică se manifestă ca însăşi prin inovaţii creatoare în terminologia specialităţii.

O discuţie aprofundată asupra termenilor, definiţiilor, clasificărilor folosite într-un anumit domeniu este capabilă să atragă după sine o dezbatere fundamentală asupra domeniului de activitate respectiv, putînd aduce clarificări importante, referitoare atît la teorie, cît şi la practică, la întregul eşafodaj de gîndire şi acţiune din domeniul respectiv.

În acest sens trebuie să se înţelcagă şi cele cîteva propuneri expuse în cele ce urmează.

1. Scopul metalurgiei fizice: studierea şi realizarea proprietăţilor diferitelor structuri metalografice ale metalelor şi aliajelor prin cercetări efectuate pe mostre reprezentative ale acestora. Este o examinare fundamentală a materialului în sine, ca atare.

2. Scopul tratamentelor termice: obţinerea în corpul unor piese, caracterizate individual şi precis prin forma lor geometrică, prin dimensiunile lor şi prin calitatea metalului sau a aliajului folosit pentru construcţia lor, a anumitor proprietăţi, tehnologice sau de utilizare, proprietăţi realizabile prin aplicarea unor operaţiuni termice specifice, avînd drept urmare obţinerea în masa pieselor a acelor constelaţii structurale necesare atingerii scopului propus.

3. Tratamentele termice: se propune să fie clasificate, în funcţie de esenţa lor, în tratamente termofizice şi în tratamente termochimice, termenul simplu de „tratamente termice", mai general, fiind supraordonat subdiviziunilor pe care le cuprinde.

4. Structura metalografică este reprezentată de totalitatea constituenţilor metalografici şi a aspectelor structurale distincte, existente în aliaj, caracterizate fiecare prin compoziţia chimică şi sistemul de cristalizare, prin cantitatea, forma, mărimea şi modul lor de distribuţie în masa (matricea) aliajului.

5. Constituent metalografic este o noţiune şi un termen rezervat exclusiv fazelor constituite stabil în structura unui anumit aliaj, care se află în stare de echilibru la o anumită temperatură, precizată. Structurile realizate prin călire-revenire-îmbătrînire, specifice unor stări de dezechilibru, de tranziţie (între două stări de echilibru, diferenţiate prin nivelul temperatu-

* — Comunicare prezentată la Sesiunea ştiinţifică de tratamente termice din 22 — 23.04.1982, Tg. Mureş.

** — Se propune a nu se prelua necritic recomandările chiar foarte recente, înaintate pe plan internaţional, dacă terminologiile, clasificările, definiţiile — uzuale sau propuse pe plan naţional — prezintă superiorităţi clare din punct de vedere ştiinţific şi tehnic, ţinindu-se seamă şi de particularităţile limbii române.

rilor de echilibru respective), nu sînt constituenți „normali" ai aliajului, ci reprezintă aspecte structurale, variate, expresie a diferitelor grade de dezechilibru în care se găsesc — respectiv în care au fost aduși — constituenții normali; se propune ca aceste stări (variabile și reprezentînd tranziții între ele relativ vagi) să poarte preferențial denumirea de aspecte structurale sau de structuri (martensitică, troostitică, bainitică, sorbitică), rezultate din procesele de ecruisare termică de diferite grade ale constituenților „normali" (de echilibru) preexistenți.

6. Tratamentele termochimice: se propune să fie clasificate în tratamente termochimice cu cîștig de substanță (carburare, nitrurare etc.) și în tratamente termochimice cu pierdere de substanțe (dehidrogenare, decarburare, denitrurare).

Se propune a se renunța la termenul și noțiunea aberantă de cementare, care exprimă procesul de carburare a fierului pudlat, în vederea obținerii oțelului înalt carburat, destinat confecționării arcurilor de ceasornic, metodă concepută și realizată acum aproape 250 de ani de către ceasornicarul Benjamin Huntsman.

Astăzi, se propune a se spune carburare atunci cînd se face carburare — cu variantele de carbonitrurare, respectiv de nitrocarburare, după cum predomină nitrurarea (la temperaturi joase, în primul caz), respectiv carburarea (la temperaturi înalte, în al doilea caz), ultima parte a cuvintelor compuse avînd o greutate mai mare.

7. Încălzirea, răcirea: se propune a se caracteriza aceste procese tehnologice prin noțiunile de regim de încălzire, respectiv de regim de răcire (și nu prin noțiunile de viteză de răcire-încălzire), urmînd a se deosebi, de exemplu, regimul lent de regimul accelerat sau de cel rapid, controlat, critic (de călire), subcritic, supracritic, deoarece noțiunea de viteză implică, într-un mod oarecum subînțeles, noțiunea de constanță a acesteia, ceea ce nu este realist (vezi legea lui Newton). Vitezele medii reprezint altceva.

8. Transformările de structură: se propune a fi clasificate, în funcție de regimul termic prin care se realizează respectivele transformări, în transformări la temperatură constantă (izoterme), pe de o parte, și în transformări la temperatură variabilă (neizoterme), pe de altă parte. Noțiunea de transformare la răcire continuă este aberantă, neexistînd fizic (prin opoziție) răciri-încălziri discontinue, ci numai răciri-încălziri continue, caracterizate prin diferite regimuri lente, accelerate, critice etc.

9. Influența accesorie a căldurii se definește drept acea influență specifică pe care o exercită asupra structurii și proprietăților aliajelor așa-numitele cîmpuri termice anarhice, produse în interiorul obiectelor. Asemenea cîmpuri apar în decursul acelor acțiuni ale căldurii care se exercită asupra aliajelor în cadrul unor procese termice care se produc în afara disciplinei științifice și tehnologice a tratamentelor termice, ca de pildă în timpul elaborării aliajelor, al solidificării și al răcirii lor după turnare, în decursul deformărilor plastice la cald și al răcirii consecutive, la îndreptarea (locală) la cald, la sudare, lipire, rectificare, ascuțire etc.

Aceste cîmpuri termice anarhice generează structuri și proprietăți anarhice, neomogene ca intensitate și anarhic distribuite, spațial și temporal, în interiorul piesei.

10. Ierarhia funcțională a tratamentelor termice este definită prin clasificare în: tratamente termice primare (detensionări, recoaceri), avînd drept scop înlocuirea structurilor (și proprietăților) anarhice, rezultate din acțiunile accesorii, anarhice, ale căldurii, printr-o structură (și proprietăți) cît mai omogene în toată masa aliajului și în tratamente termice secundare (îmbunătățiri, căliri superficiale, tratamente termochimice), aplicate în vederea realizării unor proprietăți omogene, de vîrf, specializate conform destinației produsului, tratamentele termice secundare avînd ca bază de plecare, stabilă și unitară, structurile obținute în prealabil prin aplicarea tratamentelor termice primare.

11. Călirea reprezintă durificarea prin anumite procese termice, critice. Din punct de vedere tehnologic, călirea este o răcire cu un regim supracritic de la temperaturi supracritice.

12. Sensibilitatea la călire este riscul mai mic sau mai mare, prezentat de un anumit aliaj — sau de o anumită piesă — de a da naștere la defecte, tensiuni interne suplimentare, deformări, fisurări, crăpări, distrugeri, în cursul sau ca urmare a operației de călire.

13. Călibilitatea este proprietatea generală a aliajelor — definită calitativ — de a putea suferi modificări ale structurilor și implicit ale însușirilor, ca urmare a aplicării unor operații termice specifice.

14. *Adîncimea de pătrundere specifică a efectului de călire-durificare* este o proprietate particulară, individuală, determinată cantitativ în condiții experimentale precizate, caracteristică pentru un anumit aliaj (definit prin compoziția chimică și prin structura metalografică ereditară). Echivalentul mai scurt al acestei denumiri, corecte dar lungi, este: efectul specific de călire sau, și mai scurt, călirea specifică, înlocuind termenul de călibilitate, hotărît impropriu în acest context.

15. Grăuntele ereditar se naște în decursul procesului de solidificare, prin concentrarea impurităților de diferite ordine în topitura-mamă care înconjoară cristalele primare aflate în curs de formare, de unde rezultă, în final, în jurul acestor cristale primare, o rețea-aureolă de

impurități, a cărei influență asupra proprietăților mecanice și tehnologice, în particular asupra adîncimii de pătrundere specifice a efectului de călire, adică asupra călirii specifice, este cu atît mai intensă cu cît aceste zone au o continuitate mai accentuată. În acest ultim caz, ele frînează propagarea, de la periferia piesei spre centrul ei, a efectului de călire, care trebuie reinițiat la fiecare limită de grăunte ereditar întîlnită. Rezultă : grăunte ereditar fin (frînare multiplă) — pătrundere (călire specifică) mică ; grăunte ereditar grosolan (frînare mai redusă) — pătrundere (călire specifică) mare.

Grăuntele ereditar, respectiv zonele de impurități care îl definesc nu pot fi modificate, distruse, prin operații termice, ci numai prin operații mecanice (deformări plastice).

Se propune clasificarea recristalizărilor în recristalizări fazice și nefazice.

16. Recristalizările fazice au loc la trecerea prin temperatura critică în aliaje care prezintă transformări de fază (alotropice sau de solubilitate), ca aliajele de tip fier — carbon sau de tip duraluminiu. Ele se manifestă printr-o nouă cristalizare (în stare solidă) a constituentului care suferă transformarea, producîndu-se fie :

— o recristalizare a întregii mase a matricei, cu rafinarea grăuntelui ei (cînd matricea este cea afectată), ca în aliajele fier-carbon ;

— recristalizarea exclusivă a constituentului (compus definit sau soluție solidă, independentă de matrice) afectat de transformare, beneficiind numai el singur de rafinarea grăuntelui său, matricea rămînînd neafectată, grăuntele ei putînd crește chiar mult în decursul operațiilor termice următoare, de pildă ca urmare a supraîncălzirii, ca în aliajele de tip duraluminiu.

17. Recristalizările nefazice se produc la temperaturi subcritice în orice aliaj care a suferit anterior ecruisări (fie mecanice, fie termice), cu creșterea, odată cu temperatura, a dimensiunilor cristalelor normale, refăcute din sfărîmăturile rezultate din ecruisările premergătoare.

18. Revenirile aplicate aliajelor fier-carbon nu ar trebui să mai fie clasificate, în funcție de nivelul temperaturii procesului, în reveniri la temperaturi joasă, medie sau înaltă (precizîndu-se nivelul temperaturilor respective) pentru că nu temperatura interesează, ci proprietățile de obținut. În funcție tocmai de aceste proprietăți se și propune clasificarea revenirilor în reveniri joase (fără a se preciza nivelul temperaturii), definite ca reveniri pentru duritate maximă, la martensită, în reveniri medii, pentru elasticitate maximă, la troostită și, în fine, în reveniri înalte, pentru tenacitate maximă, la sorbită, respectivele temperaturi operative variind foarte mult în funcție de compoziția aliajului.

19. Detensionarea se realizează prin încălziri la temperaturi subcritice. Trebuie reținut că, în afară de atingerea scopului principal, care constă în micșorarea tensiunilor interne reziduale (mecanice sau termice), încălzirea pentru detensionare poate implica și producerea de efecte de recristalizare nefazică, ce nu trebuie ignorate.

20. Îmbunătățirile sînt operații tehnologice combinate, prin care se urmărește realizarea de constelații de proprietăți superioare și bine adaptate scopului, prin dozarea diferențiată a proprietăților de duritate, rezistență, elasticitate, tenacitate, reziliență etc., deosebindu-se :

— îmbunătățirea termică, care constă în realizarea unei ecruisări termice gradate, prin combinarea călirii cu reveniri, respectiv îmbătrîniri gradate ;

— îmbunătățirea mecano-termică, care se realizează prin combinarea ecruisării mecanice (deformarea plastică la rece) cu revenirea, respectiv cu îmbătrînirea, care constituie operații termice gradate ;

— îmbunătățirea termo-mecanică (termomagnetică etc.), care se obține prin realizarea ecruisării mecanice de diferite grade, efectuată în condiții variate de temperatură, combinată — dozat — cu influențele ecruisate sau relaxante pe care le pot exercita asupra structurii acțiunile diferitelor genuri de cîmpuri energetice : termice, magnetice, ultrasonore, de iradieri etc. — aplicate ulterior sau concomitent cu acțiunea primară de ecruisare.

21. Gradul de saturație a fontelor, ca expresie sintetică, cifrică, a compoziției chimice a acestor aliaje, este un termen aberant, nefiind vorba de nici un fel de saturație cu nimic, iar cifra calculată exprimînd în realitate gradul de eutecticitate, gradul de apropiere sau de depărtare a compoziției reale, în raport cu compoziția eutectică ideală a respectivului sistem de aliaje.

22. Forma grafitului este prin excelență semnificativă pentru calitatea fontei, deosebindu-se formele : lamelară, ermiculară (lamelară cu muchiile rotunjite, obținută fie direct din turnare, fie printr-un tratament termic adecvat), nodulară (în fontele maleabile, pentru care această formă este specifică) ; sferoidală (în fontele modificate cu ceriu sau cu magneziu).

Întrucît realizarea formei sferoidale a grafitului constituie însăși condiția de calitate esențială pentru această categorie de fonte, fontele cu grafit sferoidal, este necesar să se renunțe la denumirea (în mod eronat standardizată) de fonte cu grafit nodular (noțiune și termen aberanți în acest context).

23. Ecruisarea este fenomenul care determină creșterea rezistenței rețelei matricei față de starea ei de echilibru perfect, cînd rețeaua este lipsită total de orice fel de defecte, fie de

material (atomi străini), fie de construcție (defecte ale rețelei propriu-zise).

Ecruisarea constă într-o dezechilibrare durabilă a rețelei cristaline a matricei aliajului, cu toate consecințele cunoscute (creșterea rezistenței, a durității și a fragilității). Ea se realizează prin scoaterea rețelei din starea de echilibru prin orice mijloace (mecanice-externe, termice-interne sau/și mixte), prin dezechilibrarea unor atomi sau a tuturor atomilor constitutivi ai rețelei matricei — operație efectuată în prezența indispensabilă — esențială — a unor temperaturi scăzute, subcritice, cu scopul de a se împiedica astfel producerea spontană a detensionării — recristalizării rețelei matricei și a coagulării particulelor de fază dispersă în exces, precipitate anterior, procesul prin care s-ar anula dezechilibrarea inițială. Temperatura scăzută trebuie realizată concomitent cu realizarea dezechilibrării rețelei sau ulterior, cu condiția, în acest ultim caz, ca trecerea prin domeniile de detensionare-recristalizare-coagulare, virtual posibile, să fie cît mai rapidă, respectiv menținerea să fie de durată cît mai scurtă.

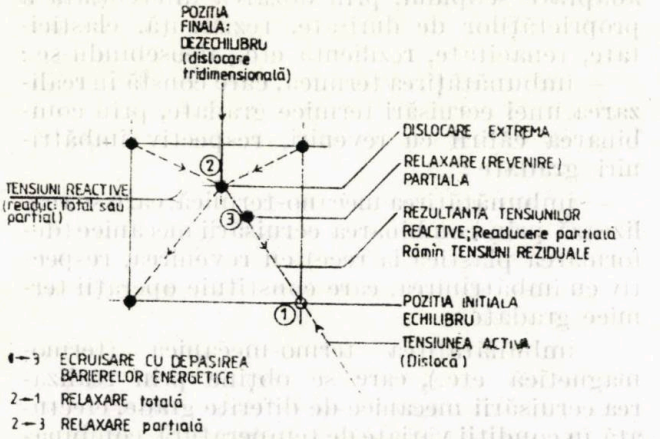


Fig. 1. Schema procesului de ecruisare — de dezechilibrare durabilă a unei rețele cristaline

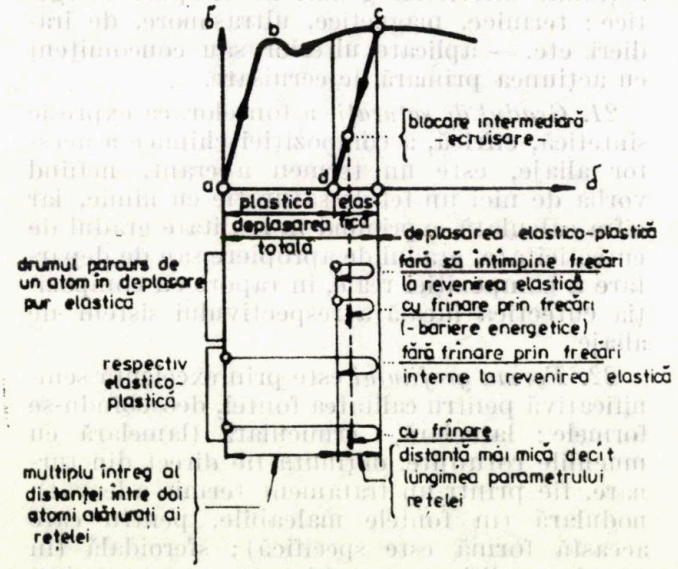


Fig. 2. Dislocarea plastică-elastică a atomului, sub acțiunea succesivă a tensiunilor interne active ($a-b-c$), respectiv reactive ($c-d$)

Elementele străine, accesorii sau de aliere, pot fi prezente în aliaj fie sub formă de compuși definiți, fie sub formă de soluții solide. Sub formă de soluții solide ele măresc posibilitatea rețelei matricei de a fi ecruisată, iar în calitate de compuși definiți — sau în cea de soluții solide cu solubilitate variabilă, independente (distincte) față de matricea aliajului — ele măresc cantitatea de substanță precipitabilă și ecruisantă — ecruisantă prin mărirea volumului specific real al noilor faze (compuși sau soluții solide) precipitate, față de valoarea virtuală a volumului specific avută în starea anterioară transformării (precipitarea expansivă).

În funcție de mecanismele diferite, respectiv de formele de energie diverse, generatoare ale stării de ecruisare, se deosebesc: ecruisarea mecanică (externă), ecruisarea termică (internă) și cea mixtă.

— Ecruisarea mecanică se produce progresiv, de la periferie către centrul piesei, prin acțiunea unor forțe mecanice de origine externă, prin deformarea elastică-plastică la rece (la temperaturi inferioare temperaturilor de recristalizare nefazică).

— Ecruisarea termică are loc nemijlocit, direct în masa aliajului, prin forțe mecanice de origine internă, termică, declanșate prin efectul suprarăcirii unor transformări de fază: precipitări, transformări alotropice, procese însoțite de variații ale volumului specific real al fazelor nou apărute față de valorile virtuale, anterioare transformării (cu efecte majore) și

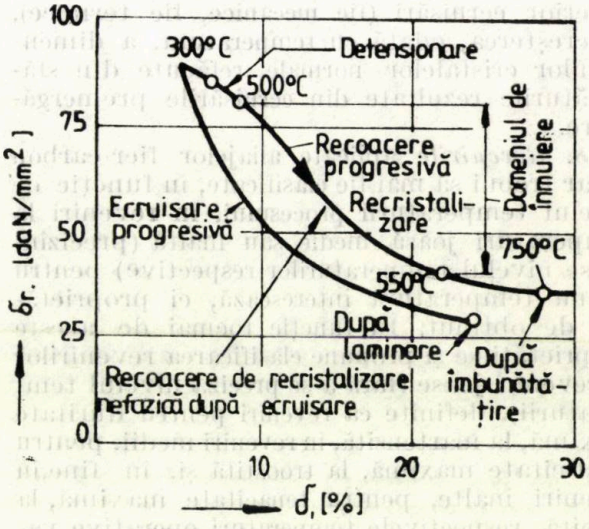


Fig. 3. Ecruisarea mecanică. Îmbunătățirea mecano-termică

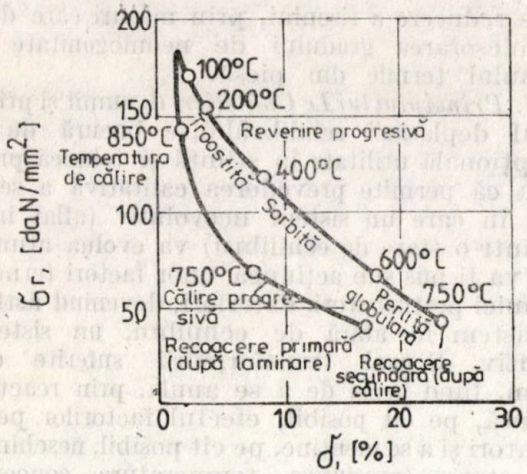
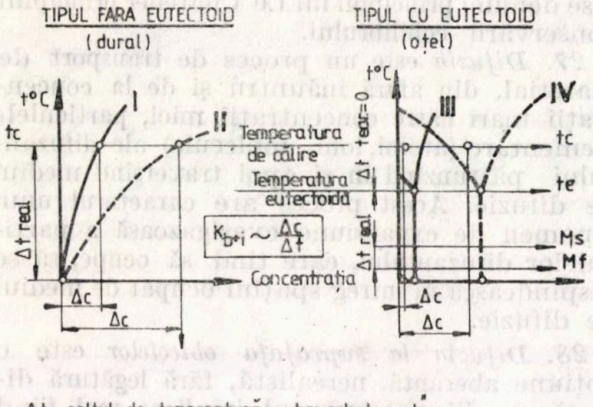


Fig. 4. Ecruisarea termică. Îmbunătățirea termică



Δt = saltul de temperatură ~ bruschețea „b"
Δc = saltul de concentrație ~ intensitatea „i"
K_{b+i} ~ durificarea relativă previzibilă

Fig. 5. Clasificarea aliajelor în funcție de natura și de intensitatea — previzibilă — ale cineticii proceselor de durificare termofizică prin ecruisare termică. Schemă

prin suprarăcirea unor simple dilatații-contracții anizotropice ale cristalitelor necoerente, ale unor agregate policristaline (cu efecte previzibil minore).

— Ecruisarea mixtă (mecanică și termică) se produce în decursul suprapunerii oricăror operații mecanice-termice.

În cazul ecruisării termice, intensitatea efectului de durificare etc. poate fi prevăzută — citită — pe diagrama de echilibru a aliajului în funcție de intensitatea (mărimea variației, concentrației Δc) și de bruschețea (îngustimea intervalului de temperatură, a gradului de izotermie Δt) ale procesului declanșator. În cazul aliajelor Fe—C, există aproximativ relațiile: $\Delta c = \%C$ conținut și $\Delta t = M_s - M_f$.

24. Dislocațiile sînt defecte de structură ale rețelei, care, prin simpla lor existență, dezechilibrează rețeaua, ceea ce — în prezența temperaturilor scăzute, subcritice — duce la apariția efectului de ecruisare, cu toate consecințele cunoscute (creșterea rezistenței, a durității și a fragilității).

În definirea structurii și proprietăților aliajelor, dislocațiile ca și, în general, defectele de rețea nu au funcțiunea unor constituenți metalografici. Defectele de rețea nu sînt cauze primare, ci efecte ale factorilor (cauzelor) generatori de defecte de rețea, precum sînt: condițiile de solidificare, de deformare plastică, de tratare termică, de iradiere etc., la care sînt supuse aliajele în decursul formării și al prelucrării lor ulterioare, factori care împiedică realizarea practică a unei rețele perfecte, ideale, lipsite total de orice fel de defecte.

25. Tensiunile interne: clasificarea, uzuală în tehnologia tratamentelor termice, în tensiuni termice și în tensiuni structurale, este

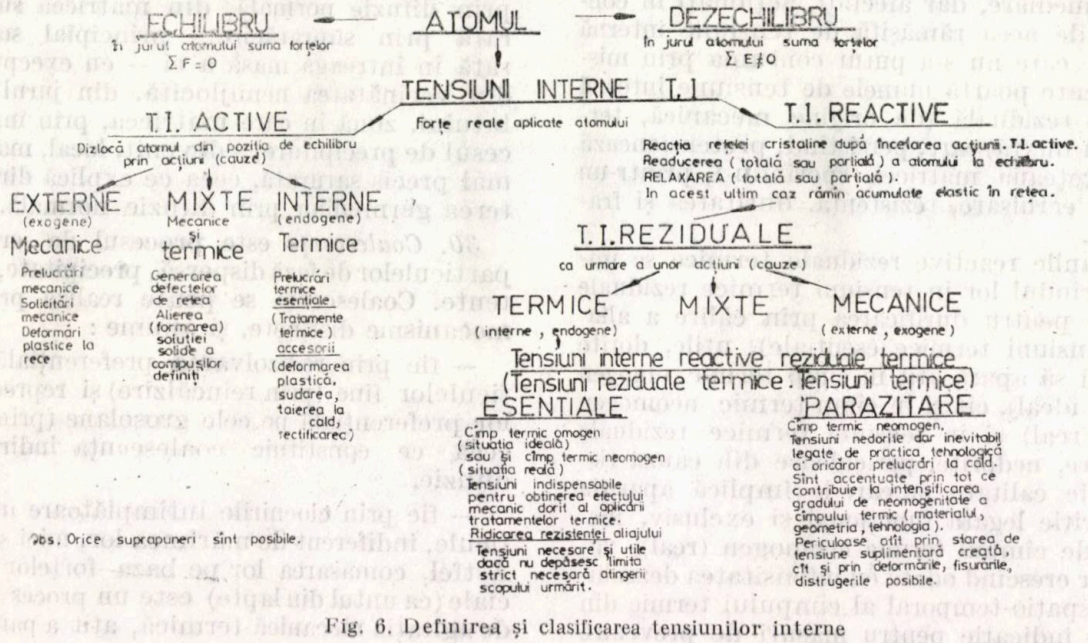


Fig. 6. Definirea și clasificarea tensiunilor interne

atît neprecisă fenomenologic, din cauza suprapunerii, parțiale, a noțiunilor termic și structural, cît și formal eronată, deoarece după logica aristotelică orice clasificare trebuie efectuată în funcție de un criteriu de clasificare unic — ceea ce nu este cazul aici.

Alternativ se propun următoarele definiții și clasificări :

Tensiunile interne sînt forțe reale aplicate atomilor. Suma pe atom a acestor forțe este nulă cînd rețeaua matricei este în echilibru și diferită de zero la dezechilibru.

Din punct de vedere calitativ, forțele care acționează asupra atomilor — tensiunile interne — se împart (grupa întîi) în tensiunile interne active (fie de origine externă-exogenă, tensiunile mecanice — fie de origine internă-endogenă, tensiunile termice — la care se adaugă cele de origine mixtă) — tendința acestor tensiuni active fiind dislocarea atomilor din pozițiile lor de echilibru, prin învingerea rezistenței opuse de starea de echilibru a rețelei, sub formă de frecări interne și de bariere energetice — și (grupa a doua) în tensiunile interne reactive, reprezentînd reacția elastică a rețelei la intervenția tensiunilor interne active, și opusă acestora — clasificarea tensiunilor interne reactive făcîndu-se după aceleași criterii, ca și a tensiunilor interne active, în funcție de cauza declanșatoare inițială (externă, internă, mixtă). Tendința tensiunilor interne reactive este aceea de a readuce atomii dislocați în pozițiile lor originare, de echilibru, ceea ce poate reuși integral, constituind detensionarea-relaxarea totală sau, din cauza opoziției frecărilor interne și a barierelor energetice, revenirea la origine poate reuși numai parțial, conducînd la detensionare-relaxare parțială, atomii dislocați rămînînd, în acest caz, înțepeniți în poziții intermediare, dar afectați, acționați în continuare de acea rămășiță de tensiune internă reactivă care nu s-a putut consuma prin mișcare și care poartă numele de tensiune internă reactivă reziduală (de origine mecanică, termică sau mixtă) care, persistînd, pretensionează elastic rețeaua matricei, sporindu-i, printr-un efect de ecruisare, rezistența, duritatea și fragilitatea.

Tensiunile reactive reziduale termice se împart la rîndul lor în tensiuni termice reziduale esențiale pentru durificarea prin călire a aliajelor (tensiuni termice esențiale), utile, dorite și putînd să apară atît în cîmp termic omogen (cîmpul ideal), cît și în cîmp termic neomogen (cîmpul real) și în tensiuni termice reziduale parazitare, nedorite, periculoase din cauza riscurilor de calitate pe care le implică apariția lor, apariție legată funcțional și exclusiv, inevitabil, de cîmpul termic neomogen (real), valoarea lor crescînd odată cu intensitatea dezechilibrului spațio-temporal al cîmpului termic din obiect — indicație pentru măsuri de prevenire și de reducere a riscului, prin măsuri care duc la micșorarea gradului de neomogenitate a cîmpului termic din piesă.

26. Principiul lui Le Châtelier, denumit și principiul deplasării echilibrului,se bucură de o excepțională utilitate în știință și tehnică prin aceea că permite prevederea calitativă a sensului în care un sistem neevolutiv (aflat inițial într-o stare de echilibru) va evolua atunci cînd va fi pus sub acțiunea unor factori termodinamici perturbatori, exteriori, devenind astfel un sistem în afară de echilibru, un sistem evolutiv. Sensul transformării suferite de sistem, fiind acela de a se anula, prin reacția produsă, pe cît posibil, efectul factorilor perturbatori și a se menține, pe cît posibil, neschimbată starea (presiunea, temperatura, concentrația) anterioară, se sugerează propunerea de a se denumi principiul lui Le Châtelier principiul conservării echilibrului.

27. Difuzia este un proces de transport de material, din afară înăuntru și de la concentrații mari către concentrații mici, particulele elementare (atomi, ioni, molecule) ale difuzantului pătrunzînd în și apoi traversînd mediul de difuzie. Acest proces are caracterul unui fenomen de expansiune cvasigazoasă a particulelor difuzantului, care tind să ocupe, să se răspîndească în întreg spațiul ocupat de mediul de difuzie.

28. Difuzia la suprafața obiectelor este o noțiune aberantă, nerealistă, fără legătură directă cu difuzia, procesul implicat real fiind un proces de umectare-adsorbție.

29. Difuzia inversă, de la concentrații mici către concentrații mari, reprezintă o noțiune aberantă, nerealistă, procesele de cristalizare și de creștere a precipitatelor primare avînd loc sub impulsul dezechilibrului termodinamic, prin difuzie normală, din matricea suprasaturată prin suprarăcire — principial suprasaturată în întreaga masă a ei — cu excepția zonei din vecinătatea nemijlocită, din jurul precipitatului, zonă în care matricea, prin însuși procesul de precipitare, a devenit, local, mai săracă, mai precis saturată, ceea ce explică direct creșterea germenilor prin difuzie normală.

30. Coalescența este procesul de creștere a particulelor de fază dispersă, precipitate, preexistente. Coalescența se poate realiza prin două mecanisme distincte, și anume :

— fie prin redizolvarea preferențială a particulelor fine (prin reîncălzire) și reprecipitarea lor preferențială pe cele grosolane (prin răcire), ceea ce constituie coalescența indirectă, cu difuzie,

— fie prin ciocnirile întîmplătoare între particule, indiferent de mărimea lor, mici sau mari. Astfel, comasarea lor pe baza forțelor superficiale (ca untul din lapte) este un proces stimulat de agitația mecanică-termică, atît a particulelor

propriu-zise, cît și a elementelor matricei, ceea ce constituie coalescența directă, fără difuzie, proces care are loc exclusiv în aliajele fier-carbon, călite și supuse revenirii progresive). În acest

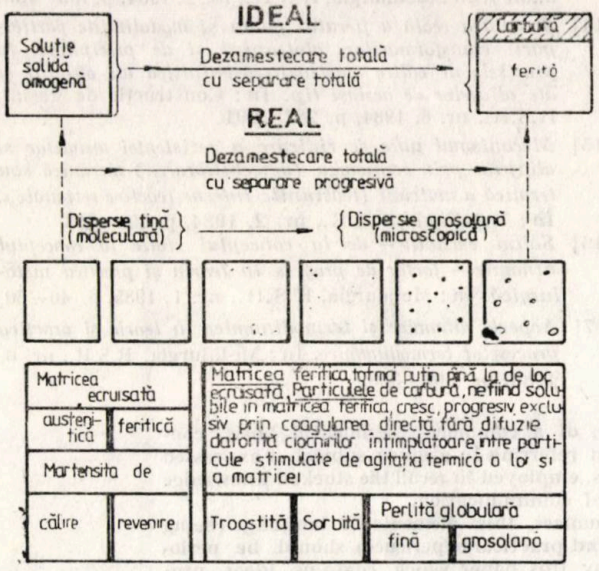


Fig. 7. Schema procesului de dezamestecare a fazelor la revenirea progresivă a martensitei oțelurilor (coalescența directă)

laz, redizolvarea particulelor (precipitate mocecular dispers) de cementită în matricea feritică a martensitei de revenire, a troostitei și a sorbitei nu mai este posibilă, mărimea finală a particulelor comasate fiind o funcție a cineticei procesului de separare prin comasarea fazelor deja dezamestecate; formarea în sine a particulelor, dezamestecarea fazelor devenite nemiscibile sînt în funcție de dezechilibrul termodinamic.

31. Fluctuația este un proces local, oscilant, reversibil, calitativ și cantitativ echilibrat în ambele direcții, autoanihilant, care se produce într-un mod caracterizant în sistemele neevolutive, staționare, aflate în echilibru. Fluctuația nu poate fi pusă la contribuție pentru a explica mecanismul producerii unor fenomene evolutive, cum sînt precipitarea-cristalizarea din soluții lichide-solide sau coagularea particulelor molecular disperse de fază în exces, precipitate din soluții suprasaturate, procese care se produc în sisteme evolutive, dezechilibrate sub impulsul unor diferențe de potențial termodinamic, care, din primul moment al declanșării procesului evolutiv și indiferent de mărimea, critică sau necritică a particulelor preexistente, încadrează procesul staționar al fluctuației inițiale în procesul evolutiv general, fluctuația inițială pierzîndu-și caracterul particular; ea, putînd ușura cinetic, poate favoriza dar nu poate determina producerea procesului evolutiv.

32. Austenita: se propune definirea ei ca o soluție de carbon (de carbură) în fier, fără precizarea structurii matricei fierului, care poate fi o structură gama (tetragonală cu volum centrat, *tvc*) sau o structură alfa (cubică cu volum centrat, *cvc*), în funcție de care se deosebesc:

— austenita gama (*tvc*), care este generatoarea martensitei de călire (*tvc*), durificarea prin precipitarea expansivă a carburii anticipînd producerea transformării alotropice gama-alfa;

— austenita alfa (*cvc*), care este generatoarea bainitei, durificarea prin precipitarea expansivă a carburii succedînd transformării alotropice gama-alfa, care rarefiază matricea fierului prin realizarea tranziției *tvc* la *cvc*, micșorînd posibilitățile intrinseci ale rețelei matricei de a fi ecruisată.

33. Precipitarea expansivă constă în ieșirea din soluția (lichidă sau solidă), suprasaturată prin suprarăcire, a constituentului (metal pur, compus definit sau soluție solidă, alta decît cea inițială) devenit insolubil, proces însoțit de creșterea volumului specific real al eliminatului, față de volumul specific virtual al acestuia în starea lui anterioară, de dizolvat, ca, de pildă, eliminarea grafitului primar din fonta lichidă supusă răcirii.

Cînd acest proces de precipitare, expansivă, se produce ca urmare a operațiilor termofizice aplicate, în starea solidă a aliajului și la temperaturi inferioare celei de cristalizare nefazică a rețelei matricei, aceasta va suferi o ecruisare (creștere a rezistenței — durității) proporțională cu cantitatea relativă a precipitatului — fenomen care constituie însăși cauza universală a creșterii proprietăților mecanice ale matricei aliajelor supuse la operațiuni de călire-revenire-îmbătrînire, proces care se manifestă, în plus, și prin formarea aspectului structural martensitic al matricei ecruisate, atunci cînd precipitarea-eliminarea are și un caracter izoterm, eutectoid, de mare bruschețe, ca de pildă în cazul călirii aliajelor fier-carbon și al acelora aparținînd aceluiași tip structural.

BIBLIOGRAFIE

Lucrări ale autorului:

[1] *Tratamente termice.* Curs. Editura Universității din Brașov, 1983.

[2] *Teoria modului de lucru științific, utilitatea și condițiile aplicării lui în industrie.* În: Construcția de Mașini, R.S.R., nr. 12, 1966, p. 731—737 și nr. 4, 1967, p. 187—192.

[3] *Reflectarea progreselor teoriei și practicii tratamentelor termice în terminologia specialității.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1972, p. 404—408.

[4] *Studiul posibilităților de ameliorare a proprietăților mecanice ale fontelor cenușii normale prin tratamentul termic de îmbunătățire.* În: Metalurgia și Construcția de Mașini, R.S.R., nr. 2, 1962, p. 110—119.

[5] *Considerații asupra proceselor fizice care au loc la călirea aliajelor feroase și neferoase.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1967, p. 421—424.

[6] *Considerații asupra termodinamicii transformărilor care au loc la călirea aliajelor feroase și neferoase.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1968, p. 197—202.

[7] *Structura tetragonal-volum-centrată a fierului gama (austenitei) și precizarea succesiunii transformărilor*

alotropice și de precipitare, în timpul formării aspectelor structurale de tranziție la călirea aliajelor fier-carbon (aliaje cu transformări eutectoide). În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1976, p. 490–496.

[8] *Studiul teoretic și experimental al grafitizării fontelor maleabile americane și al accelerării procesului prin precălirea pieselor turnate.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1977, p. 414–423.

[9] *Martensitele. Modul de formare. Proprietăți. Transformări (coagularea precipitatului) în timpul reîncălzirii progresive.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1980, p. 186–189.

[10] *Diffusion in dissolution-precipitation and in growth-coalescence processes. Fluctuation in evolutive processes.* Al II-lea Congres internațional de tratamente termice, Florența, sept., 1982.

[11] *The real structure of gamma-iron and its metallurgical consequences.* Al III-lea Congres internațional de Tratamente termice, Shanghai, nov., 1983.

[12] *Cold hardening — the exclusive way to raise hardness and resistance of the matrix of metals and alloys.* Al III-lea Congres internațional de tratamente termice, Shanghai, noiembrie, 1983.

[13] *Mecanismul unic de ridicare a rezistenței metalelor și aliajelor prin ecruisarea (dezechilibrarea durabilă) mecanică sau termică a matricei (tensiunile interne reziduale).* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1984, p. 103–108.

[14] *Structura reală a fierului gama și modalitățile participării transformărilor, alotropică și de precipitare, la procesele de călire martensitică/bainitică ale oțelului și ale aliajelor de același tip.* În: Construcția de Mașini, R.S.R., nr. 6, 1984, p. 287–291.

[15] *Mecanismul unic de ridicare a rezistenței metalelor și aliajelor prin ecruisarea (dezechilibrarea) mecanică sau termică a matricei (tensiunile interne reactive reziduale).* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1984, p. 103–108.

[16] *Saltul calitativ — de la conceptul static la conceptul dinamic — factor de progres în teoria și practica metalurgică.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 46–50.

[17] *Aspecte dinamice și termodinamice în teoria și practica proceselor termodinamice.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1983, p. 306–308.

(Abstract)

The existence, between emitter and receiver, of a common experimental basis, consisting of a complete system of sensorial information referring to a given subject— expressed by means of terms, definitions and classifications, employed to recall the stocked knowledge in the partener's mind — represents the support of communication.

In order to improve communication performances, this elements of language (being at the same time elements of theoretical thinking and practical experience) should be periodically submitted to critical revision — illustrated by this paper which contains ideas promoted by the author.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 5, 1985

Influența proprietăților la înaltă temperatură ale minereurilor de fier asupra indicatorilor funcționării termice și de reducere a furnalului, p. 32 — Acoperirea cu beton prin torcretare în vederea protecției construcției de metal a dispozitivului de încărcare fără con, p. 36 — Îmbunătățirea indicatorilor de funcționare a cuptoarelor Martin prin încălzirea acestora cu gaze naturale la presiune ridicată, p. 37 — Folosirea păcurilor MPVA și MP-1 la intensificarea elaborării în cuptorul Martin, p. 38 — Turnarea oțelului cu ajutorul închizătoarelor cu sertar, p. 39 — Semnalizator pentru existența pulberilor în conducte, p. 40 — Mărirea rezistenței bolților la cuptoarele electrice cu arc, p. 41 — Asimilarea laminării cu lubrifiant tehnologic la laminorul de tablă groasă, p. 42 — Influența toleranțelor limită de la grosimea semifabricatelor asupra mărimii unghiurilor de îndoire a profilelor îndoite, p. 44 — Program special de utilizare a cajelor de laminor rigide și tensionate în prealabil, p. 46.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 4, 1985

Producția și tehnologia fontei și oțelului în Japonia în anul 1984, p. 267 — Progrese tehnologice recente în recoacerea continuă cu viteză mare, p. 278 — Comportarea la înmuiere și topire a aglomeratului și peletelor, p. 294 — Degradarea fizică a cocsului în furnal, p. 302 — Granulația austenitei din sleburile turnate continuu, microaliate cu titaniu, p. 311 — Tratamentul termic direct al sîrmei din oțel inoxidabil austenitic, p. 318 — Defosforare reducătoare a oțelului inoxidabil lichid, cu calciu metalic, p. 326 — Comportarea la rupere la coroziune sub tensiune a punctelor de sudură a oțelurilor inoxidabile feritice în apă pură, la temperatură înaltă, p. 333 — Emisia acustică și microfisurarea în timpul îmbătrînirii martensitei Fe—C—Ni, p. 340 — Analizor spectrochimic cu emisie automată, p. 345 — Simulator pentru solidificare în cristalizorul de turnare continuă, p. 352 — Sistem de colorimetrie în flux cu spectrofotometru telescopic, p. 353.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 5, 1985

Distribuția fosforului între zgurele bazice și fierul saturat cu carbon la temperatura fontei lichide, p. 355 — Studiu teoretic referitor la formarea topiturilor și la mecanismul de tranziție de la aglomerat la zgura finală, p. 363 — Analiza comportării cocsului și a stratului coeziv din zona de combustie folosind endoscopul și aparatul fotografic cu viteză foarte mare, p. 371 — Model matematic al transferului termic în regim permanent în creuzetul și partea inferioară a furnalului, p. 380 — Influența cîmpului magnetic impus din exterior asupra comportării unui sistem de retopire electrică a zgurei (REZ) la scară de laborator, p. 386 — Dispersia sulfurilor în fonta lichidă și transferul azotului în zona de dispersie a sulfurilor la 1250° C, p. 394 — Controlul dimensional în timpul prelucrării oțelului pentru lagăre efectuat pe austenita superrăcită, p. 403 — Metoda formării și caracteristicile calității țevilor canelate (sudate electric prin rezistență) folosite la recipientele cu presiune înaltă, p. 411 — Coroziunea liniei de fuziune din zona de sudură la oțelul inoxidabil austenitic stabilizat, p. 418 — Comportarea la coroziune în abur cu temperatură înaltă a aliajelor pe bază de nichel rezistente la temperaturi înalte, utilizate într-un sistem nuclear de elaborare a oțelului, p. 424 — Precipitarea sulfurilor de titan și zirconiu în timpul solidificării unidirecționale, p. 433 — Un model de simulare integrat pentru aglomerarea minereului de fier, p. 443 — O mașină de turnare continuă experimentală, p. 444.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13, 1985

Succesul economic al țărilor din sud-estul Asiei, p. 705 — Oțeluri bainitice laminate termomecanic cu limite de curgere între 500 și 700 N/mm², pentru tablă groasă și bandă lată la cald, p. 709 — Tensiuni interne la șlefuirea cu bandă și șlefuirea abrazivă cu roată cu lamele, p. 717 — Măsurarea automată și șlefuirea reglată a bombării cilindrilor, p. 723 — Procedeu de calculare a schemelor optime de laminare la laminarea la rece în caje cu 20 de cilindri, p. 727 — Importanța prelucrării mecanice pentru o fabricare rațională a pieselor forjate, p. 733 — Modificări ale comportării materialelor la tratamentul „Ausformung", prin exemplul oțelului X41CrMo51, p. 739 — Încercări de exploatare cu electrozi de grafit neimpregnați și impregnați, într-un cuptor electric cu arc de mare capacitate, p. 745 — Nou din trecut: uzina siderurgică Luisenhütte Wocklumun-monument de cultură tehnică din Westfalia, p. 82.

Conf. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice — București

Instalații moderne de topire a metalelor prin inducție în vid (I)

CZ: 669.046.5

Topirea prin inducție în vid a devenit în prezent un procedeu tehnologic cu largă aplicabilitate la obținerea unor oțeluri speciale de înaltă puritate și cu caracteristici mecanice ridicate, ca: oțeluri înalt aliate de scule (rapide), oțeluri de rulmenți, oțeluri anticorosive și refractare, precum și pentru obținerea de superaliaje pe bază de nichel și cobalt ș.a. Extinderea folosirii cuptoarelor prin inducție în vid a fost posibilă în ultimele două decenii datorită, pe de o parte, perfecționării topirii prin inducție în aer, iar pe de altă parte, cuceririlor remarcabile în domeniul tehnicii vidului, automaticii și al calculatoarelor electronice de proces.

În prezent, se folosește pe scară largă, în țările cu industrie siderurgică și industrie constructoare de mașini dezvoltate, o gamă largă de cuptoare de inducție în vid, de la cuptoarele mici de 1—10 kg, destinate pentru activitatea de cercetare și de microproducție, la cuptoarele mijlocii (0,1 — 0,5 t) și mari (0,5—15 t), folosite la scară industrială atît pentru turnarea de lingouri, cît și pentru piese turnate de precizie. Cuptoarele de inducție în vid pot lucra în condiții de vid avansat (10^{-2}—10^{-4} mbar) și în atmosferă de gaz inert (argon).

Elaborarea în vid este însoțită de apariția unor procese fizico-chimice specifice, ca: degazarea, dezoxidarea și decarburarea avansată, reducerea unor oxizi, crearea unor condiții favorabile pentru micșorarea conținutului și modificarea morfologiei incluziunilor nemetalice, precum și evaporarea în vid, procese descrise pe larg în literatura de specialitate [5], [6], de care depinde în ultimă instanță calitatea oțelului.

Complexitatea ridicată a instalațiilor de topire în vid și cheltuielile mari pentru investiții, exploatare și întreținere determină ca folosirea acestora să devină eficientă numai în cazul oțelurilor și aliajelor speciale de înaltă puritate și cu prescripții severe privind proprietățile fizico-mecanice și chimice.

Pe plan mondial, numărul firmelor consacrate în producerea de cuptoare de inducție în vid, pentru topirea metalelor, cu performanțe tehnice ridicate, este limitat. Dintre aceste firme se pot menționa: Leybold-Heraeus (R.F.G.) Balzers (Lichtenstein) Consarc Engineering Ltd. și GCA-Corporation (S.U.A.).

Există o gamă largă de soluții constructive ale acestor cuptoare, dar în toate cazurile o instalație de topire prin inducție în vid se compune dintr-un recipient orizontal sau vertical, racordat la sistemul de pompe de vid, în care se află unitatea de topire (inductorul și creuzetul de topire) și lingotierele, ceea ce permite ca atît topirea, cît și turnarea să se efectueze în vid.

Recipientul are pereți dubli, pentru a asigura răcirea cu apă în spațiul dintre pereți, în timpul funcționării cuptorului. Peretele interior este confecționat din tablă de oțel antimagnetic și inoxidabil. Toate tipurile de cuptoare sînt prevăzute cu dispozitive de încărcare, de măsurare a temperaturii oțelului lichid și de prelevare a probelor metalice, în timpul lucrului, fără pierderea vidului (sisteme cu ecluze). După topirea încărcăturii, creuzetul împreună cu inductorul se basculează manual la cuptoarele mici sau mecanic la cuptoarele mijlocii și mari, prin comandă din afară, șarja de oțel fiind turnată în lingotiere sau într-o formă de turnare (la turnarea de piese în vid). Recipientul de vidare este prevăzut cu un capac la partea superioară (cuptor de tip vertical) sau lateral (cuptor de tip orizontal), care permite accesul în interior, în perioada de repaos a instalației, și care se îmbină etanș cu recipientul prin garnituri de cauciuc sau materiale plastice. Prin pereții recipientului de vidare sînt practicate intrările izolate și etanșe, pentru

alimentarea electrică a inductorului și efectuarea diferitelor acționări ale unității de topire.

Cuptoarele de inducție în vid sînt echipate cu unități de pompare alcătuite din pompe de vid preliminar și de vid înaintat, care asigură realizarea vidului în recipientele de vidare în care se află unitatea de topire, lingotierele sau formele de turnare.

Ca sursă de energie, instalațiile moderne de capacitate mică și mijlocie folosesc generatoare statice la frecvența de 1—8 kHz și transformatoare de rețea, în dulapuri monobloc, echipate cu întregul aparataj de acționare, reglare, măsură și control.

Creuzetele de topire sînt confecționate din materiale refractare, prin ștampare. În cazul cuptoarelor de mică capacitate (max. 100 kg), se folosesc și creuzete prefabricate, executate prin presare și presinterizare.

Materialele refractare utilizate la confecționarea creuzetelor, pentru cuptoarele care lucrează în vid, trebuie să îndeplinească unele condiții: *1*) dilatație volumică cît mai redusă; *2*) tensiune de vapori cît mai scăzută la temperatura de lucru; *3*) să nu reacționeze chimic cu baia metalică și să dea compuși care să se disocieze ușor la temperatura băii; *4*) să degaje o cantitate redusă de gaze în timpul încălzirii.

La elaborarea oțelurilor sînt indicate creuzetele de alumină, magnezită sau magnezită-spinel $MgO \cdot Al_2O_3$, care se remarcă prin refractaritate înaltă, reactivitate chimică redusă cu baia metalică și temperatură de înmuiere ridicată sub sarcina constantă de 2 daN/cm².

Tipuri de cuptoare de capacitate mică și mijlocie. Acestea sînt destinate echipării laboratoarelor de cercetare și în producția la scară redusă, majoritatea fiind polifuncționale și prevăzute în afara sistemelor de topire și de turnare cu dispozitive anexă, pentru efectuarea de tratamente termice, sinterizări, operații de sudare, metalizări etc.

În figura 1 se prezintă instalația de laborator de topire prin inducție și turnare în vid IS001, de fabricație Leybold-Heraeus, cu o capacitate a creuzetului de topire de 200 cm³ (~ 1,5 kg oțel lichid), cu care se pot efectua operații de topire și turnare atît în vid, cît și în atmosferă de gaz inert (argon). Vidul de lucru realizat poate atinge 10^{-5} mbar, iar temperatura maximă de lucru, 2 000° C.

Cuptorul dispune de un recipient orizontal de vid, confecționat din oțel anticorosiv nemagnetic și prevăzut cu manta de răcire cu apă. Unitatea de topire (creuzet și inductor) poate fi basculată din afara recipientului de vid cu ajutorul unei pîrghii. Vidarea recipientului de lucru se realizează cu o instalație, alcătuită dintr-o pompă rotativă de vid preliminar și o pompă de difuzie cu ulei, care asigură vidul de lucru final de 10^{-4} mbar. Măsurarea temperaturii băii metalice din creuzetul de topire se efectuează cu ajutorul unui termocuplu de imersie Pt—PtRh 13% Rh, pentru temperaturi pînă la 1 600 °C. Pentru temperaturi mai înalte, se pot folosi și alte tipuri de termocupluri,

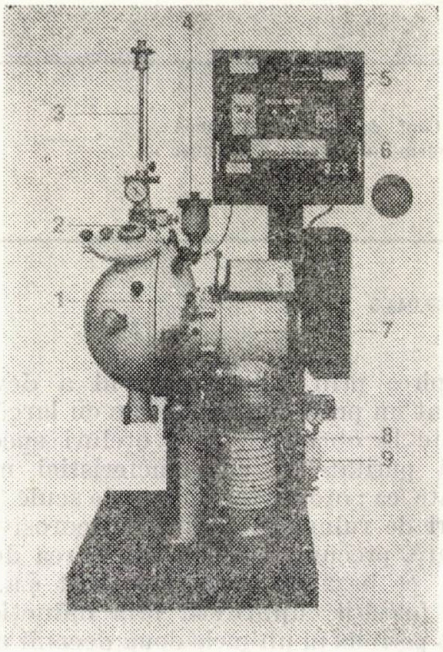


Fig. 1. Instalația de laborator de topire prin inducție și turnare în vid IS001, fabricație Leybold-Heraeus [8]: *1* — recipient de vid; *2* — vizor; *3* — dispozitiv de măsurare a temperaturii; *4* — dispozitiv de încărcare sub vid (cu ecluză); *5* — panou de comandă; *6* — unitate de putere; *7* — supapă de vid înalt; 8 — pompă de difuzie cu ulei; *9* — pompă rotativă de vid preliminar

de exemplu Pt 30% Rh-Pt 6% Rh; Pt 40% Rh—Pt 20% Rh; Ir 10% Rh—Ir 60% Rh, pentru măsurători periodice pînă la 1 770, 1 850 și respectiv 2 100° C. Măsurarea temperaturii se realizează fără pierderea vidului în recipientul de lucru, prin folosirea unor etanșări speciale pentru vid înalt.

O instalație de laborator cu performanțe tehnice deosebite este și aceea prezentată în figura 2, realizată de firma GCA Corporation din S.U.A. Aceasta este o instalație polifuncțională, cu care se pot efectua, prin folosirea echipamentului de bază, operații de topire prin inducție și turnare în vid, iar prin folosirea unor echipamente secundare, și operații de tratament termic, sinterizări, sudare în mediu de argon și cu plasmă, precum și topire cu arc electric. Echipamentul de bază este o unitate de topire prin inducție, cu o capacitate de 2,3 kg (5 lb), care poate asigura topirea încărcăturii în 12 min, cu o putere de 15 kW, la o presiune de lucru în recipientul de vid de 10^{-5} mbar (timpul necesar pentru obținerea acestei presiuni este sub 10 min). Frecvența de lucru este de 9 600 Hz, asigurată prin folosirea unui generator static cu tiristori. Pentru efectuarea operațiilor de

tratament termic și de sinterizare, unitatea de topire prin inducție se înlocuiește cu sisteme de încălzire rezistivă de tip vertical, alcătuite dintr-un coș confecționat din sită de tantal, care poate asigura o temperatură de încălzire

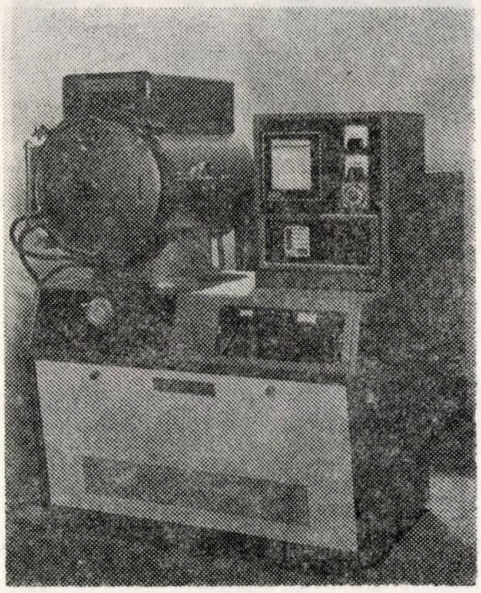


Fig. 2. Instalație de laborator multifuncțională, seria 2100, sistem VII^{TM}, fabricație GCA — Corporation din S.U.A. — vedere generală [14]

pînă la 2 200° C, sau de tip orizontal, prevăzute cu elemente rezistive (bare) din wolfram, acestea din urmă asigurînd o temperatură maximă de încălzire de 1 650° C.

Controlul temperaturii se realizează cu termocupluri pînă la 2 000° C și cu pirometre de radiație totală pînă la 3 000° C. Instalația este deservită de o stație proprie de pompare, care poate asigura un vid final de lucru de pînă la 10^{-7} mbar.

Instalația este echipată cu un recipient orizontal de vid cu diametrul de 457 mm și lungimea de 600 mm, cu pereți dubli de răcire, confecționat din oțel inoxidabil și antimagnetic. Pentru conducerea proceselor de încălzire, instalația este prevăzută cu un minicalculator de proces Honeywell. În figura 3 se prezintă instalația descrisă mai sus echipată cu sistemul orizontal de încălzire rezistivă pentru tratamente termice (bare de wolfram) și la partea inferioară cu stația de pompare.

În figura 4 se arată desenul de ansamblu al instalației de laborator IS1, de fabricație Leybold-Heraeus, cu o capacitate de 12 kg oțel, dotată cu un recipient vertical de vid, în care se găsește unitatea de topire inductivă și o masă rotativă pe care se așază lingotierele, în care se toarnă aliajul lichid. Vidarea recipientului se realizează cu ajutorul unei instalații de pompare alcătuită dintr-o pompă rotativă cu piston, cu două trepte D 60A, de 60 m^3/h,

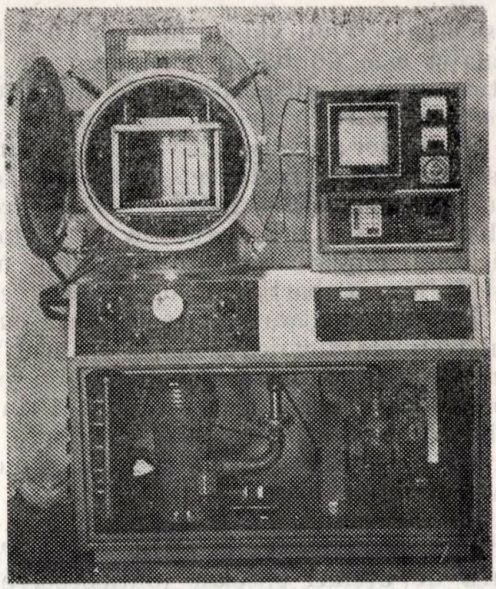


Fig. 3. Instalația de laborator multifuncțională ... 2100, sistem VII^{TM}, fabricație GCA — Corporation din S.U.A. — sistemele de încălzire rezistivă și de pompare [14]

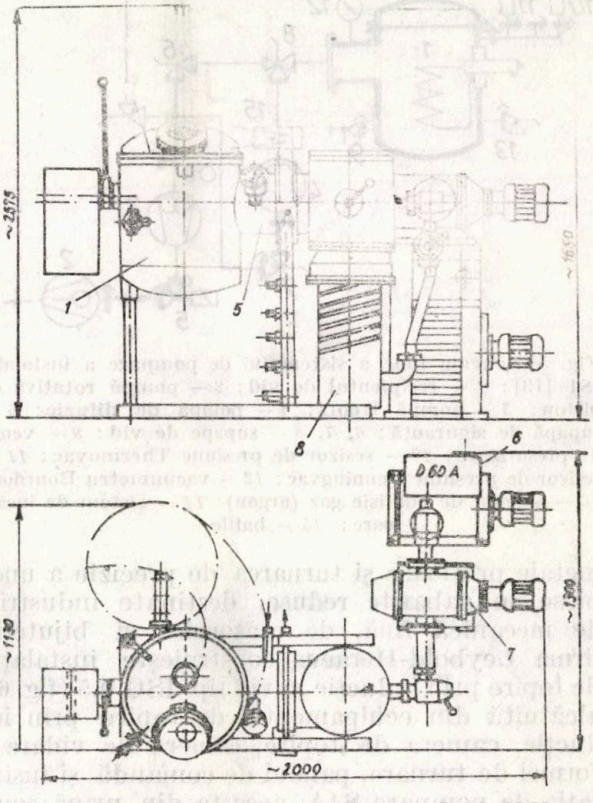


Fig. 4. Schița instalației IS1 de fabricație Leybold-Heraeus [13]: *1* — recipient vertical de vid; *2* — capac cu închidere etanșă; *3* — vizor; *4* — dispozitiv de alimentare; *5* — conductă de vidare; *6* — pompă rotativă cu piston D60A; *7* — pompă Roots RUVAC WA 250; *8* — pompă de difuzie DI 3 000; *9* — panou de comandă

utilizată ca pompă de vid preliminar; o pompă Roots WA 250, de 230 m^3/h; o pompă de difuzie cu ulei DI 3 000, de 3 000 l/s.

Cu ajutorul instalației de pompare se poate atinge un vid de 10^{-5} mbar (pentru recipientul

gol și uscat) și un vid de lucru de 10^{-3} mbar. Instalația este dotată cu un sistem de rotire alcătuit din: *a*) dispozitivul de încărcare în timpul elaborării șarjei; *b*) sistemul de prelevare a probelor; *c*) dispozitivul de măsurare a temperaturii băii metalice, dotat cu termocuplu de imersie Pt—PtRh— 13%, care pot fi aduse succesiv, prin rotire, în jurul unui ax vertical și cuplate prin intermediul unor flanșe la un compartiment de vidare (ecluză), care se videază separat și face legătura cu interiorul recipientului de vidare. Cuptorul poate fi prevăzut și cu o lance de insuflare, pentru barbotarea băii metalice cu argon. Prin facilitățile de care dispune, instalația poate lucra la presiune atmosferică, în vid sau în atmosferă de argon.

În figura 5 se prezintă schema-bloc a sistemului de pompare a instalației IS1. Pentru topirea de oțeluri speciale (anticorosive) sau

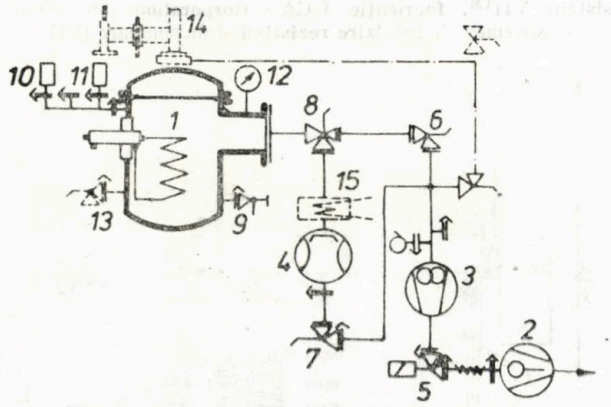


Fig. 5. Schema bloc a sistemului de pompare a instalație IS1 [13]: *1* — recipientul de vid; *2* — pompă rotativă cu piston; *3* — pompă Roots; *4* — pompă de difuzie; *5* — supapă de siguranță; *6*, *7*, *8* — supape de vid; *9* — ventil de presurizare; *10* — sesizor de presiune Thermovac; *11* — sesizor de presiune Penningvac; *12* — vacuumetru Bourdon; *13* — supapă de admisie gaz (argon); *14* — sistem de încărcare; *15* — baffle

metale prețioase și turnarea de precizie a unor piese cu gabarite reduse, destinate industriei de mecanică fină, de ceasornice și bijuterii, firma Leybold-Heraeus construiește instalația de topire prin inducție în vid tip ISG 0,5 (fig. 6), alcătuită din echipamentul de topire prin inducție, camera de topire, camera de vidare a formei de turnare, panoul de comandă și instalația de pompare S4A, aceasta din urmă compusă dintr-o pompă rotativă cu piston, care asigură un vid preliminar de < 100 mbar. Instalația permite lucrul în aer, în vid și sub presiune de gaz inert.

În figura 7 se prezintă principiul de lucru al instalației. Aliajul topit în creuzetul *3* încălzit inductiv se evacuează pe la fundul creuzetului în forma de turnare *6* (ciorchine), montată în camera *5*. În tabelul 2 sînt prezentate principalele caracteristici tehnice ale instalației ISG 0,5.

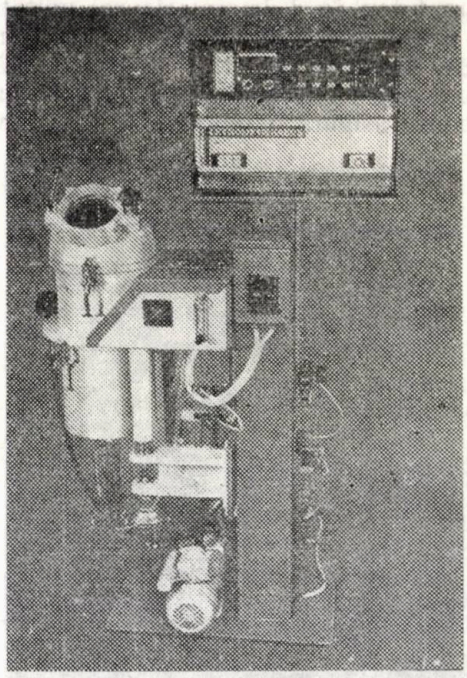


Fig. 6. Instalație de topire prin inducție și turnare în vid ISG 0,5 [9]

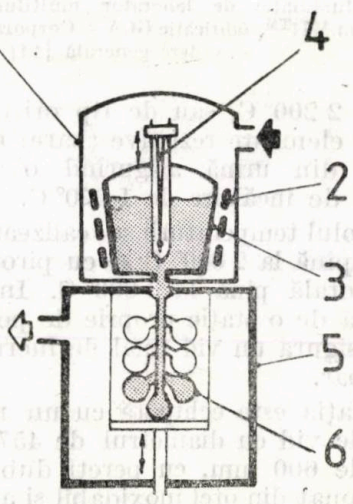


Fig. 7. Schema de principiu a instalației ISG 0,5 [9]: *1* — recipient de vid; *2* — inductor; *3* — creuzet de topire; *4* — termocuplu de imersie; *5* — camera formei de turnare; *6* — forma (ciorchine)

Din seria instalațiilor de capacitate medie, se prezintă în figura 8 instalația IS 5/III, Leybold-Heraeus, cu capacitate nominală de 55 kg (oțel), care în linii generale are o construcție asemănătoare cu aceea a instalației IS1. Caracteristicile tehnice ale instalației IS5/III sînt indicate în tabelul 1.

Capacul cu închidere etanșă a recipientului de vid este deplasat hidraulic pe verticală și pivotat în jurul unui ax pentru a admite accesul la creuzetul de topire.

Pentru a se limita la minimum numărul de intrări prin recipient, mecanismul de bascu-

Tabelul 1

Caracteristicile tehnice ale unor instalaţii de topire prin inducţie în vid de capacitate mică şi mijlocie, fabricate de firma Leybold-Heraeus [8], [13], [15]

Caracteristica	Unitate de măsură	Tipul cuptorului							
		IS001	IS01	IS1	IS1,5	IS2	IS5	IS8	IS30
Volumul efectiv al creuzetului, max.	l	0,2	0,5	1,7	3	4	8	13	40
Greutatea băii metalice(oţel)	kg	1,5	3	12	20	25	55	85	275
Diametrul creuzetului, aprox.	mm		70	110	130	145	190	220	330
Dimensiunile inductorului	mm	Ø85×100	Ø110×140	Ø170×210	Ø200×250	Ø220×280	Ø280×350	Ø320×400	Ø450×560
Dimensiunile lingotierei, max.	mm	Ø70×180	Ø150×180	Ø170×270	Ø180×320	Ø260×360	Ø330×400	Ø450×450	Ø 450×700
Temperatura de lucru, max.	°C	2 000	2 000	2 000	2 000	2 000	2 000	2 000	2 000
Vid de lucru	mbar	$10^{-3}-10^{-4}$	$10^{-3}-10^{-4}$	$10^{-3}-10^{-4}$	$10^{-3}-10^{-4}$	$10^{-3}-10^{-4}$	$10^{-3}-10^{-4}$	$10^{-3}-10^{-4}$	$10^{-3}-10^{-4}$
Debite de pompare :									
— pompă de vid preliminar	m^3/h		30	60	100	200	200	2×250	3×250
— pompă Roots	m^3/h		140	230	480	480	930	1 850	5 100
— pompă de difuzie cu ulei	l/s		1 000	3 000	3 000	3 000	6 000	12 000	12 000
Apă de răcire :									
— debit	l/min	6	15	20	30	50	70	100	175
— presiune	bar	3,5	3	3	3	4	4	4	4
Aer comprimat, presiune	bar		3	3	3	4	4	4	4
Energie electrică :									
— sursă de alimentare	V/Hz				3×/53800				
— putere MF	kW	6	15—25	30—40	40—50	50—75	75—100	100—150	200—250
— tensiune MF	V	250	250	250	250	250	250	250	250
— frecvenţa	kHz	18—22	10	4	4	4	4	2	1

Tabelul 2

Principalele caracteristici ale instalaţiei de topire prin inducţie şi turnare de precizie ISG 0,5, de fabricaţie Leybold-Heraeus [9]

Caracteristica	Unitate de măsură	Valoarea
Dimensiunile creuzetului de topire		
— diametrul, aprox.	mm	70
— înălţimea, aprox.	mm	110
Dimensiunile maxime ale formei :		
— diametrul	mm	80—150
— înălţimea	mm	80—200
Temperatura de lucru, max.	°C	1 800
Vid de lucru,	mbar	< 100
Instalaţia MF	kW/kHz	6/20
Apa de răcire :		
— debit, aprox.	l/min	10
— presiune, aprox.	bar	5—7
Viteza de pompare	m^3/h	0,7
Gaz inert (argon) :		
— consum, aprox.	l/min	10
— presiune, aprox.	bar	0,2

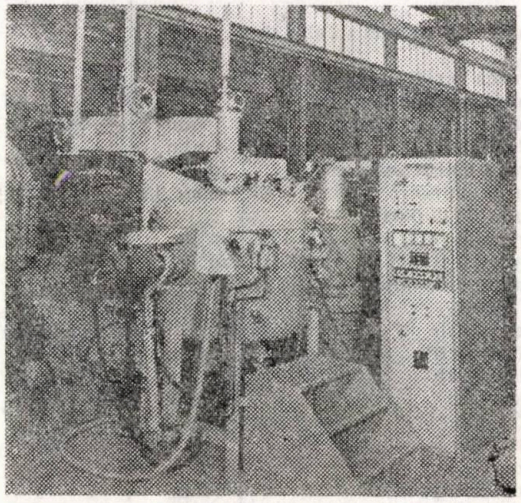


Fig. 8. Instalaţia de topire prin inducţie şi turnare în vid IS5/III, Leybold-Heraeus [15]

lare a creuzetului face corp comun cu dispozitivele de alimentare electrică şi de răcire a inductorului. Instalaţia IS5/III poate fi utilizată atît pentru topirea de oţeluri şi aliaje de nichel şi cobalt, prin folosirea de creuzete prefabricate sau ştampate din refractare oxidice (magnezită, alumină ş.a.), cît şi pentru topirea de aliaje neferoase, cînd se utilizează creuzete din grafit sau carbură de siliciu. În figura 9 este prezentată instalaţia VSG30, fabricaţie a firmei Balzers AG (Lichtenstein), cu capacitatea nominală de 30 kg, avînd caracteristicile tehnice din tabelul 3. Imaginea din

figura 10 permite vizionarea unității de topire, prin pivotarea capacului de pe recipientul de vid [7].

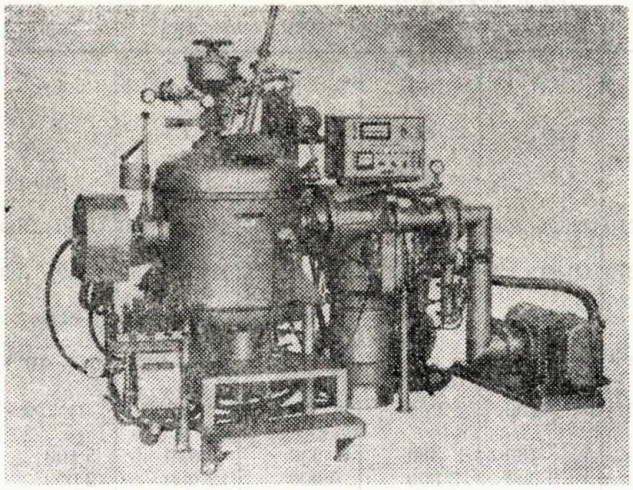


Fig. 9. Instalația VSG30, Balzers AG (Lichtenstein) [7]

Tabelul 3

Principalele caracteristici tehnice ale instalației de topire prin inducție și turnare în vid, Balzers A.G. [7]

Caracteristica	Unitate de măsură	Valoarea
Volumul util al creuzetului de topire	l/s	4
Greutatea șarjei (oțel), max.	kg	30
Dimensiunile inductorului :		
— diametrul interior	mm	260
— înălțimea	mm	355
Vid (recipientul gol și uscat)	mbar	$<10^{-6}$
Viteza de scurgere	mbar. l/s	$< 1{,}5 \cdot 10^{-3}$
Sistemul de pompare		
— pompă rotativă DUO 170	m^3/h	170
— pompă Roots RUO 2200	m^3/h	1 750
— pompă de difuzie cu ulei DIFF 5000		
a) cu baffle	l/s	5 000
b) fără baffle	l/s	2 700
Instalația MF		
— puterea	kW	65
— frecvența	kHz	4
— tensiunea	V	250
Apă de răcire :		
— debit, aprox.	l/min	40
— presiunea	bar	2—4
Dimensiuni de gabarit	mm	2 800/1 925/2 400
Greutatea instalației (incl. sistemul de pompare), aprox.	kg	1 300

Din aceeași serie de instalații de capacitate medie, în figurile 11 și 12 se prezintă vederea de ansamblu, respectiv schema de principiu

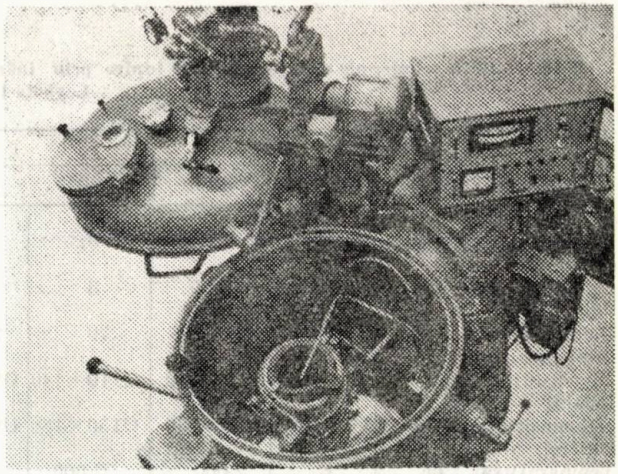


Fig. 10. Sistemul de pivotare a capacului de la recipientul de vid al instalației VSG 30, Balzers AG (Lichtenstein) [7]

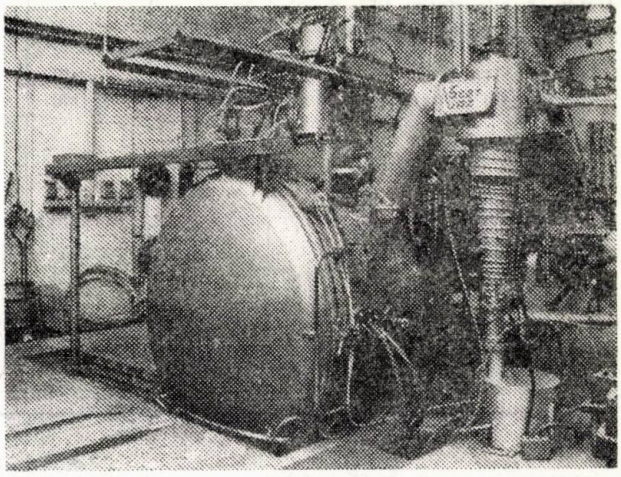


Fig. 11. Vedere de ansamblu a instalației de topire prin inducție de 50—80 kg, Consarc Engineering Ltd. (S.U.A.).

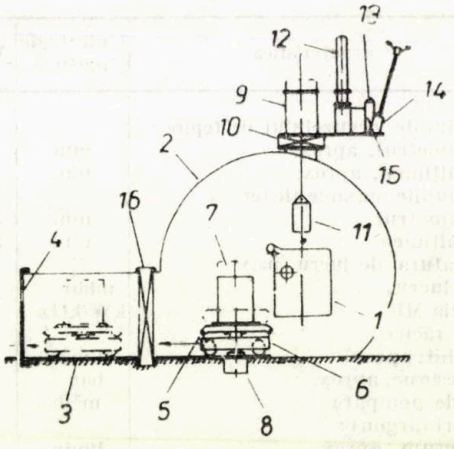


Fig. 12. Schema de principiu a instalației de topire prin inducție de 50—80 kg, Consarc Engineering Ltd. (S.U.A.): *1* — unitate de topire 50/80 kg; *2* — recipient de vid; *3* — cameră cu ecluză pentru introducerea lingotierei în recipientul de vid; *4* — ușă cu închidere etanșă; *5* — masă rotativă; *6* — cărucior de translație; *7* — lingotieră; *8* — dispozitiv hidraulic de ridicare; *9* — dispozitiv de încărcare; *10* — ecluză; *11* — conteiner cu încărcătură; *12* — termocuplu de imersie; *13* — pirometru de radiație totală; *14* — spărgător de zgură; *15* — dispozitiv de încărcare pentru adaosuri; *16* — ecluză

a cuptorului seria 2242, model 80 VIM, de 50—80 kg oțel, produs de firma Consarc-Engineering Ltd. (S.U.A.), echipat cu recipient orizontal de vid. Principalele caracteristici tehnice ale acestei instalații sînt:

— vid de lucru, 10^{-4} mbar
— temperatura de lucru, max. 1 780° C
— viteza de topire, 2 kg/min
— sistemul de pompare:
a) pompă de difuzie cu ulei, 4200 l/s sau pompă de ejecție cu ulei de 3 800 l/s
b) pompă mecanică, 1 800 m^3/h
— energie electrică:
a) sursa de alimentare, 3 × 380/420 V, 50 Hz
b) puterea MF, 100 kW
c) tensiunea MF, 400 V
d) frecvența MF, 2 500/3 000 Hz (generator static)

Bibliografie

[1] Kirkaldy, J. S. *Aspects of Ferrous Metallurgy* Cap. VI. *Vacuum processing*. University of Toronto Press, Canada, 1964.

[2] Marin, Gh. *Tehnica vidului și aplicațiile ei în industrie*. București, Editura tehnică, 1983.

[3] Messing, Th. *Modern Vacuum Plants for Metallurgical Treatment of Steel*. În: Steel Times, S.U.A., nr. 11, 1972.

[4] Pietsch, W. *Vakuum Verfahrenstechnik in der Metallurgie*. În: Fachberichte Hüttenpraxis Metallweiterarbeitung, R.F.G., 19, caiet 10, 1981, p. 808—817.

[5] Tripșa, I., Pumnea, C. *Dezoxidarea oțelurilor*. București, Editura Tehnică, 1981.

[6] Tripșa, I. și Pumnea, C. *Retopirea și rafinarea oțelurilor*. București, Editura tehnică, 1984.

[7] * * * *Hochvakuum — Präzisiongiessanlangen*. Balzers, Lichtenstein, 1982 (prospect).

[8] * * * *I S 001 Laboratory Induction Melting and Casting Unit*. Leybold — Heraeus, Hanau, R.F.G., 1984 (prospect).

[9] * * * ISG 0,5 *Vacuum Induction Melting and Casting Furnace*. Leybold — Heraeus, Hanau, R.F.G., 1984, (prospect).

[10] * * * *ISG V3; 4 t — Vacuum Induction Melting and Casting System*. Leybold — Heraeus, Hanau, R.F.G., 1983, (prospect).

[11] * * * *ISG 1900 V5; 15 t — Vacuum Induction Melting and Casting System*. Leybold — Heraeus, Hanau, R.F.G., 1984, (prospect).

[12] * * * *Vacuum Components 1983—1985*. Balzers AG, Lichtenstein, 1983 (prospect).

[13] * * * *Vacuum Induction Melting and Casting Furnaces IS 01, IS 1, IS 1,5*. Leybold — Heraeus, Hanau, R.F.G., 1983, (prospect).

[14] * * * *Vacuum Industries, Series 2100. Metallurgical Vacuum Systems*. GCA Corporation, Sommerville, Massachusetts, SUA, 1982 (prospect).

[15] * * * *Vakuum — Induktions — Schmelz — und Giessofen IS 2 bis IS 30*. Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., (prospect).

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 14—15, 985

Model de încălzire a oalelor de turnare a oțelului, p. 759 — Cercetarea fluxului pentru procesele de metalurgia topirii, p. 765 — Considerații asupra valorificării încercărilor realizate prin cooperare, p. 770 — Încercări de aglomerare și peletizare la uzina siderurgică Baotou — R. P. Chineză, cu referiri la protecția mediului înconjurător, p. 775 — Experiența de exploatare cu sinter sărac în Fe^{II} și MgO, din Salzgitter, p. 781 — Instalația combinată de turnare continuă a lingourilor și bramelor, în uzina Wakayama a firmei Sumitomo Metals Industries, Ltd. p. 787 — Microelectronica — stadiul și aplicarea în metalurgie, p. 791 — Control nedistructiv în vederea detectării defectelor de suprafață ale încărcăturii calde, p. 794 — Industria siderurgică europeană între economie planificată și economie neplanificată — bilanț și perspective, p. 801 — O nouă clădire a Uniunii Siderurgiștilor din R.F.G. (VDEh), p. 85.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 7, 1985

Contribuții la comanda cajelor laminoarelor de tablă groasă moderne, p. 241 — Experiența și cunoașterea privind aplicarea tehnicii de automatizare și acționare la laminoare, p. 246— Culegerea datelor de proces, asistată de calculator, în tehnica de laminare la cald la scară de laborator, în cadrul Institutului Bergakademie din Freiberg, p. 249 — Consumul de energie la laminarea la cald a barelor și a profilelor, p. 252 — Încercări privind capacitatea de deformare la cald a materialelor din oțel la deformare în mai multe etape, prin aplicarea tehnicii de simulare, p. 259 — Încercări asupra deformării în cadrul proceselor de fabricare a țevilor, p. 259 — Nou procedeu de fabricare a țevilor cu capete presate, p. 264 — Influența conținuturilor ridicate de cupru și fier asupra tratamentului preliminar la temperatură înaltă, precum și proprietățile semifabricatelor din aliaje de AlMgSi-turnate continuu, p. 268 — Istoricul și reconstruirea uzinei de forjat Freibergsdorf, p. 274— 100 ani țevi fără sudură, p. 279 — Al 25-lea colocviu asupra metalelor din localitatea Freiberg.

Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 44, 1985

Aspectul radiografic și caracteristicile mecanice ale pieselor turnate în A-57G03, p. 9 — Analiza opririlor de producție la turnarea sub presiune, p. 19 — Fonta cu grafit vermicular, p. 27 — Defecte de suprafață observate pe piesele din fontă cu grafit nodular, p. 33 — Tratament de stabilizare al aliajului SA-S10G, p. 35.

Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 45, 1985

Exemple de optimizare a încărcăturii cuptorului electric cu inducție, p. 7 — Cronometru multifuncțional care controlează sistemele de umplere a formelor, p. 13 — Dosar tehnic privind oțelul 25 CD4-M, p. 15— Specificații tehnice pentru oțelurile turnate, p. 17 — Recomandări tehnice privind controlul prin radiografie al pieselor turnate în fontă, p. 18 — Cel de-al 8-lea Forum electroindustrial de la Cille, p. 22 — Separatoare magnetice, p. 27 — Expoziția de materiale de turnătorie de la Chalon-sur-Saone, p. 28 — Dezbaterea formelor prin desfundare, p. 31 — Straturi protectoare pentru forme și miezuri, p. 35.

Dr. ing. Teodora Badea, dr. ing. Maria Nicola, prof. dr. doc. ing. S. Sternberg și dr. ing. V. Brînzoi
Institutul politehnic — București

Epurarea electrolitică a apelor reziduale industriale

C.Z: 628.543

Dezvoltarea industriei și în special a industriei chimice reclamă măsuri deosebite privind protecția mediului înconjurător; în acest context o problemă majoră o constituie epurarea apelor reziduale industriale.

Elaborarea și aplicarea unor tehnologii de epurare la nivel tehnic contemporan impun abordarea unor procedee moderne, care să asigure eliminarea cît mai avansată a impurificatorilor la un cost cît mai scăzut.

Printre procedeele aplicate în prezent pentru epurarea apelor reziduale, un loc deosebit îl ocupă metodele electrochimice, datorită posibilităților ce le oferă:

— arie largă de aplicabilitate;

— distrugerea avansată a impurificatorilor nebiodegradabili;

— recuperarea sau regenerarea unor produse valoroase.

Scopul prezentului studiu este de a evidenția, pe baza unor exemple selectate din literatură, posibilitățile multiple ce le oferă și atenția crescîndă de care se bucură metodele electrochimice de epurare a apelor reziduale, pe plan mondial.

În funcție de modul cum se realizează îndepărtarea impurificatorilor, metodele electrochimice pot fi clasificate în trei procedee principale: electroliză, electrodializă, electroflotație.

Electroliza

Îndepărtarea substanțelor nocive prin electroliză se realizează prin oxidare directă în procesul de electrod, oxidare indirectă cu produsele puternic oxidante rezultate la anod: O_2, Cl_2 sau, în cazul unor substanțe organice, prin polimerizarea electrochimică a acestora.

Cînd ionii metalici sînt impurificatori, îndepărtarea lor se realizează adesea prin reducerea lor în procesul catodic, putînd fi astfel recuperate și cantități importante de metale.

În cele ce urmează se prezintă o serie de exemple de tratare electrochimică a apelor reziduale, grupate pe industrii și grupe de impurificatori.

Tratarea electrochimică a apelor reziduale conținînd diferiți impurificatori anorganici.

a) Distrugerea cianurilor libere și complexe. Oxidarea electrochimică a cianurilor din apele reziduale face obiectul a numeroase studii și brevete [1] — [7].

Distrugerea ionului CN^-, în urma electrolizei, este rezultatul desfășurării următoarelor procese de electrod:

$$CN^- + 2\,OH^- \rightarrow CNO^- + H_2O + 2e$$

$$2\,CNO^- + 6\,OH^- \rightarrow 2\,HCO_3^- + N_2 + 2\,H_2O$$

Pentru intensificarea procesului de oxidare, se adaugă frecvent cantități mici de cloruri în apele de tratat. Clorul degajat la anod exercită o acțiune oxidantă asupra CN^-, conform reacției:

$$CN^- + Cl_2 + 2\,OH^- \rightarrow CNO^- + 2\,Cl^- + H_2O$$

Una din metodele de purificare a soluțiilor ce conțin fero — și fericianură propune tratarea acestora într-un electrolizor cu anod de grafit și catod din oțel la o densitate de curent de 0,8 — 30 A/dm² [1]. Pentru intensificarea procesului se introduc în soluții 3—6 g/l $CaCl_2$ pentru 1 g fero- și fericianură. Astfel 500 ml soluție, conținînd 1 g/l $Fe(CN)_6^{3-}$, la care s-au adăugat 3 g $CaCl_2$, au fost supuși electrolizei la o densitate anodică de curent de 7—8 A/dm², sub o tensiune de 5 V, la temperatura de 90° C și pH = 3. După 30 min de electroliză, soluția era pură, lipsită de ioni CN^- sau Fe^{2+} și Fe^{3+} (care au fost precipitați ca hidroxizi).

Hillis [4] propune o celulă de electroliză, avînd anodul constituit dintr-o pluralitate de anozi particule conducătoare (grafit). Apele cu 475 ppm CN^-, supuse electrolizei în prezența NaCl, la 32 A timp de 240 min, au conținut doar 13 ppm CN^-.

Apelor reziduale conținînd 1 050 ppm $Fe_3[Fe(CN)_6]_2$ și $Fe(OH)_3$ [5], supuse electrolizei timp de 10 h la 7,5 A și 40 V cu anod insolubil (Fe—oxid), li s-a redus conținutul la 1 ppm CN^-.

Întrucît cianurile sînt adesea prezente în apele reziduale de la secțiile de galvanizare, o serie de exemple vor fi prezentate în capitolul „Electrodializă".

b) Îndepărtarea ionilor As^{3+} din apele de scurgere din industria acidului sulfuric [8] se poate realiza prin electroliză într-o celulă cu două compartimente separate printr-o diafragmă (membrană cationică tip MK-40). Apa conținînd As^{3+} (535 mg/l, pH = 1,5 — 3,5, este trecută prin spațiul anodic, iar prin spațiul catodic trece o soluție conducătoare (3—5% NaCl sau Na_2SO_4). Se lucrează cu anod

solubil de fier. În timpul procesului de electroliză are loc dizolvarea anodului cu formare de ioni Fe^{2+} și oxidarea ionilor As^{3+} la As^{5+}, care, împreună cu hidroxidul feros, formează un complex insolubil.

Gradul de purificare depinde în mare măsură de densitatea de curent. Densitatea optimă este de 1,9 A/dm², la care gradul de purificare este de 99,7% (concentrația arsenului scade de la 534 mg/l la 1,6 mg/l, după 30 min de electroliză).

c) Epurarea apelor reziduale conținînd NH_3 se poate face prin tratament electrochimic, într-un electrolizor cu două compartimente separate printr-o membrană schimătoare de anioni [9]. În spațiul anodic se introduce soluția amoniacală, iar în cel catodic o soluție de hidroxid de sodiu. Amoniacul se descompune la anod, în urma reacției:

$$2\,NH_3 + 6\,OH^- \rightarrow N_2 + 6\,H_2O + 6\,e$$

S-a introdus astfel o soluție 3% NH_4OH în spațiul anodic și 10% NaOH în spațiul catodic. După o oră de electroliză la 2 A, tot amoniacul a fost descompus, cu un randament de curent de 90%.

d) Îndepărtarea ionilor F^- și PO_4^{3-} se poate face prin înglobarea lor într-un precipitat hidroxidic rezultat în urma electrolizei cu anozi solubili din aluminiu sau fier. Electroliza este urmată de flotare.

Apele reziduale conținînd ioni F^- sînt supuse electrolizei cu anozi consumabili de aluminiu în diverse condiții de *p*H și densități de curent [10] — [13]. Astfel în lucrarea [10] se propune un *p*H = 5 — 10 și o densitate anodică de curent de 0,35 — 1,5 A/dm².

Autorii lucrării [12] efectuează electroliza în prezența NaOH, $Al_2(SO_4)_3$, la *p*H = = 6,5 — 6,8.

Pentru îndepărtarea simultană a F^- și PO_4^{3-} din ape reziduale [11], se propune amestecarea lor cu NaOH sau $Ca(OH)_2$ pentru a ajusta *p*H-ul la 5—9 și apoi electroliza cu anod de aluminiu, urmată de flotare. Astfel apele cu 42 ppm F^- și 105 ppm PO_4^{3-}, după 50 min de electroliză la 0,5 A, conțineau 5 ppm PO_4^{3-} și 10 ppm F^-.

e) Recuperarea iodului din ioduri metalice conținute în ape reziduale [13]. Soluțiile reziduale de la depunerea titanului, conținînd TiI_4 (5 g/l), la care s-a adăugat 5% HNO_3, au fost supuse electrolizei cu electrozi de platină la o densitate de curent de 3,5 A/dm², la 25°C. Iodul format la anod a fost precipitat și filtrat. Eficiența electrolizei a fost de 92%.

f) Recuperarea electrochimică a $FeSO_4$ și H_2SO_4, rezultate ca subproduse la fabricarea TiO_2 [14], se face prin electroliză într-o celulă cu două compartimente separate printr-o membrană capabilă să evite trecerea cationilor NH_4^+ din compartimentul anodic în cel catodic și totodată să permită trecerea ionilor SO_4^{2-} din compartimentul catodic în cel anodic. În urma electrolizei, fierul este depus pe catod iar la anod se formează $(NH_4)_2S_2O_8$.

Recuperarea metalelor și denocivizarea apelor reziduale de la galvanizare. Apele reziduale de la galvanizare conțin între 1 000 și 3 000 mg/l ioni metalici și diverși anioni, agenți de complexare sau agenți de luciu, prezentînd un grad ridicat de toxicitate.

Electroliza acestor ape, în anumite condiții, permite denocivizarea lor, cuplată adeseori cu recuperarea metalelor.

Ionii metalici toxici pot fi îndepărtați prin reducere în procesul catodic, cînd se realizează și recuperarea lor sau prin înglobarea lor în precipitate hidroxidice, rezultate în urma electrolizei cu anozi solubili (de regulă din fier). Concomitent cu îndepărtarea ionilor metalici, se realizează și oxidarea unor anioni nocivi, cum ar fi CN^-, sau a unor compuși organici prezenți în apă.

Astfel, metalele toxice (Cu, Cr, Pb, Hg, Zn, Mn, Cd) și CN^- [6] au fost îndepărtate din ape reziduale prin electroliză, în prezența clorurii de sodiu, utilizînd anozi solubili din fier și catozi dintr-un material insolubil. Ionii metalelor toxice au fost precipitați ca feriți și îndepărtați prin filtrare, iar CN^- a fost oxidat la CO_2 și N_2.

Pentru recuperarea metalelor din soluții diluate [15], se efectuează electroliza cu un catod format din particule conducătoare de curent închise într-un cilindru perforat, rotitor. Apa reziduală (electrolitul) este circulată printre particulele catodice cu ajutorul unei pompe. Anozii au fost montați în interiorul și exteriorul catodului.

Opțional, electroliza poate fi urmată de operații de denocivizare, ca neutralizarea și îndepărtarea conținutului de metal rezidual prin schimb ionic. Astfel, apele reziduale conținînd 1 200 mg/l Zn și 13 g/l NaOH au fost supuse electrolizei cu anozi și catozi de oțel cu o viteză de circulație de 15 l/s, intensitatea curentului în circuitul intern și extern fiind de 20 și respectiv 80 A. Electroliza a fost întreruptă la 33 mg/l zinc; *p*H-ul a fost ajustat la 5,4 cu acid clorhidric și apa a fost tratată prin schimbători de ioni pentru recuperarea completă a zincului.

Purificarea apelor reziduale, conținînd metale și acid etilendiamintetraacetic (EDTA), a fost realizată în lucrarea [16] prin electroliză într-un electrolizor cu diafragmă. Astfel, 1 000 ml apă reziduală, conținînd 1200 mg/l cupru, COD 11 300 ppm și EDTA 14,6 g/l, au fost supuse electrolizei timp de 4,3 h la 1,5 A și 4,3 V. Conținutul în cupru a scăzut sub 1 mg/l. După ajustarea *p*H-ului la 2, după agitare timp de 30 min (pentru cristalizarea EDTA) și filtrare, apa conținea doar 0,90 g/l EDTA și COD 60 ppm.

Tratarea apelor ce conțin ioni Cr^{6+} se poate face prin electroliză cu anozi solubili din Pb

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * Brevet U.R.S.S., 448029/1974.
[2] * * * Brevet german, 2 337 355/1974.
[3] * * * Brevet britanic, 1 362 704/1974.
[4] Hillis, M. R. În: Trans. Inst. Met. Finish. 55, 1975, p. 65.
[5] * * * Brevet japonez, 77 36581/1977.
[6] * * * Brevet japonez, 78 43 351/1978.
[7] * * * Brevet american, 4 145 268/1979.
[8] * * * Brevet U.R.S.S., 535 223/1972.
[9] * * * Brevet japonez, 750 9959/1975.
[10] * * * Brevet japonez, 77 133 082/1977.
[11] * * * Brevet japonez, 77 107 757/1977.
[12] * * * Brevet japonez, 78 84 358/1978.
[13] * * * Brevet japonez, 75 55 596/1975.
[14] * * * Brevet japonez, 79 69 591/1979.
[15] * * * Brevet german, 2 625 934/1978.
[16] * * * Brevet japonez, 76 107 660/1976.
[17] * * * Brevet japonez, 70 472 180/1975.
[18] Zelikman, A. N., Kalinina, I. G., Cemeris, L. și Medvedev, A. A. În Tvetn. mettall. U.R.S.S., 2, 1977, p. 165.
[19] * * * Brevet japonez, 78 65 264/1978.
[20] Tomilov, A. P., Osadcenko, I. M. și Fux, N. S. În: Him. Prom. 48(4), 1972, p. 272.
[21] Poltavskaia, N. F., Haritonova, I. G., și Tiganoe, V. N. În: Neftepererabotha i Neftihimia nr. 2, 1971, p. 30.
[22] * * * Brevet U.R.S.S., 515 727/1976.
[23] * * * Brevet japonez, 74114 264/1974.
[24] Kuhn, A. T. În: Chem. and. Ind., S.U.A., nr. 88, 1971, p. 946.
[25] Redey, L., Kovacs, I. și Zorkoezey, I. Magy. Kem. Lapja, R.P.U., 30 (2), p. 81, 1975.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 4, 1985

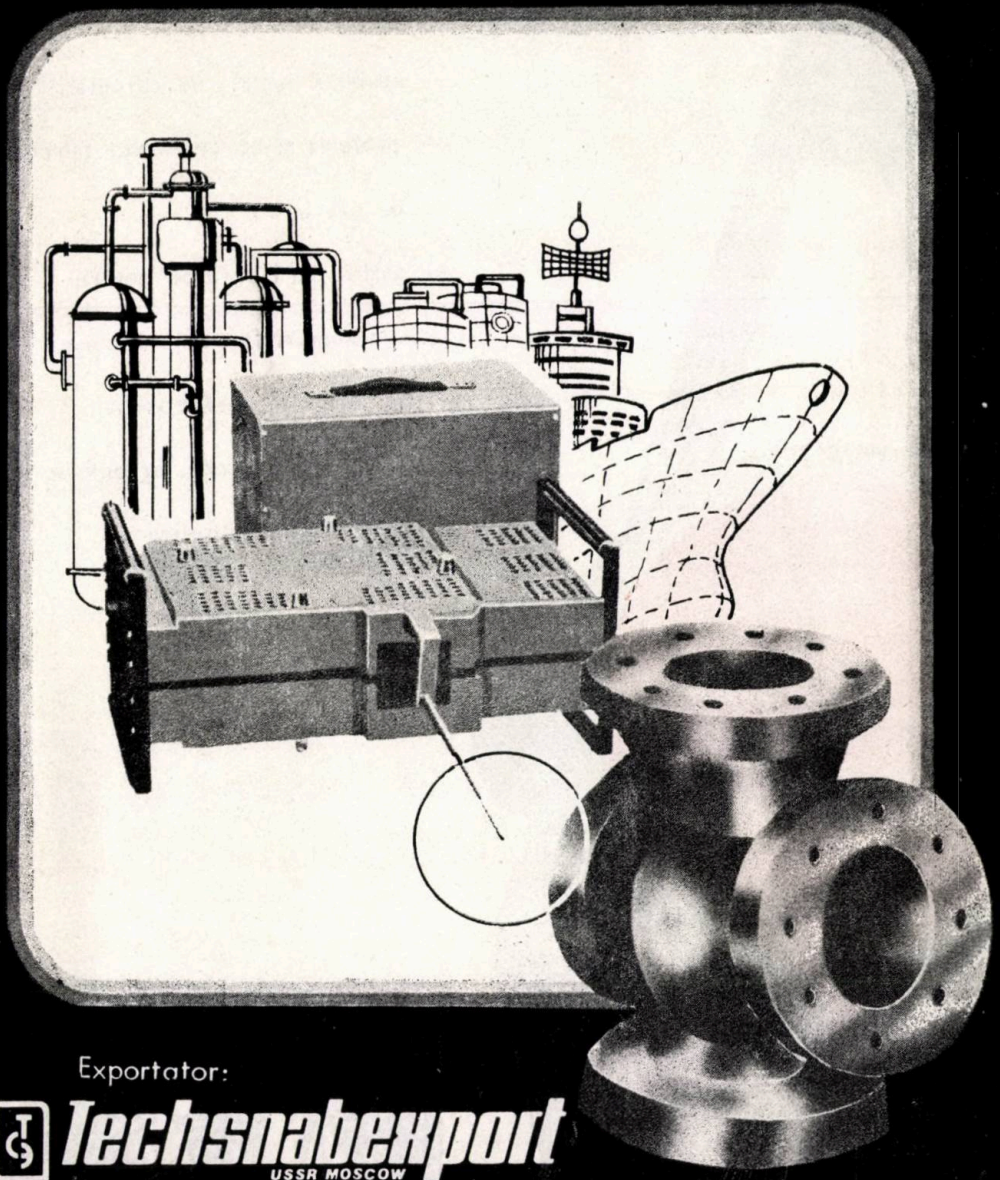
Producția și perspectivele utilizării, refractarelor magneziene și silicatice, p. 6 — Serviciul de reparații în industria materialelor refractare, p. 9 — Influența concentrației vacanțelor de anioni, a razei și a încărcăturii de cationi ale oxidului de stabilizare asupra conductibilității soluțiilor solide pe bază de ZrO_2, p. 15 — Influența compoziției clincherului cu conținut mare de alumină asupra proprietăților betonului torcretat, p. 18 — Interacțiunea prin contact a materialelor pe bază de nitrură de siliciu și de sialoni cu aluminiu, siliciu și nichel, p. 20 — Influența modificării suprafeței topiturii de periclaz asupra componentei constante a curentului arcului, p. 24 — Utilizarea metodei de măsurare a conductibilității electrice în vederea cercetării cineticii de aglomerare, p. 26 — Compararea eficienței roentgenografiei și a tomografiei roentgenografice în cazul controlului ceramicii cu densitate scăzută, p. 29 — Perspectivele dezvoltării lucrărilor miniere la minele din administrația Drujkovsk, p. 32 — Experiența recultivării complexe a păminturilor degradate, p. 34 — Materiale refractare dolomitice impregnate cu gudron pe bază de liant ceramic, p. 38 — Elaborarea tehnologiei de fabricație a refractarelor ușoare cu rezistență ridicată, p. 42 — Exploatarea transportoarelor cu bandă vibratoare KV2T-0,3 pentru transportarea șamotei, p. 46 — Uscarea căptușelilor monolit la oalele pentru turnarea oțelului, p. 48 — Particularitățile uzării căptușelii cuptoarelor tunel în cazul arderii produselor periclazice, p. 52 — Fibre oxidice policristaline continue, p. 57 — Dinamica producției și consumul de refractare în Japonia și alte țări capitaliste, p. 60.

CONTROLUL NEDISTRUCTIV DE SIGURANTA AL PRODUSELOR CU GROSIMEA DE PINA LA 150 mm(din oţel)
prin metoda roentgenografică , cu ajutorul betatronului MIB-4 de dimensiuni reduse

- domeniu larg de utilizare în diferite ramuri ale industriei
- utilizare în condiţii de cîmp
- greutate redusă şi posibilitatea transportului manual

CARACTERISTICI TEHNICE DE BAZA

Energia maximă a electronilor accelerați, MeV..... 4
Sensibilitatea roentgenografică, %.....min 2
Masa emiţătorului de radiaţii, kg .....cca 50
Masa totală a betatronului, kg ..... sub 150



Exportator:

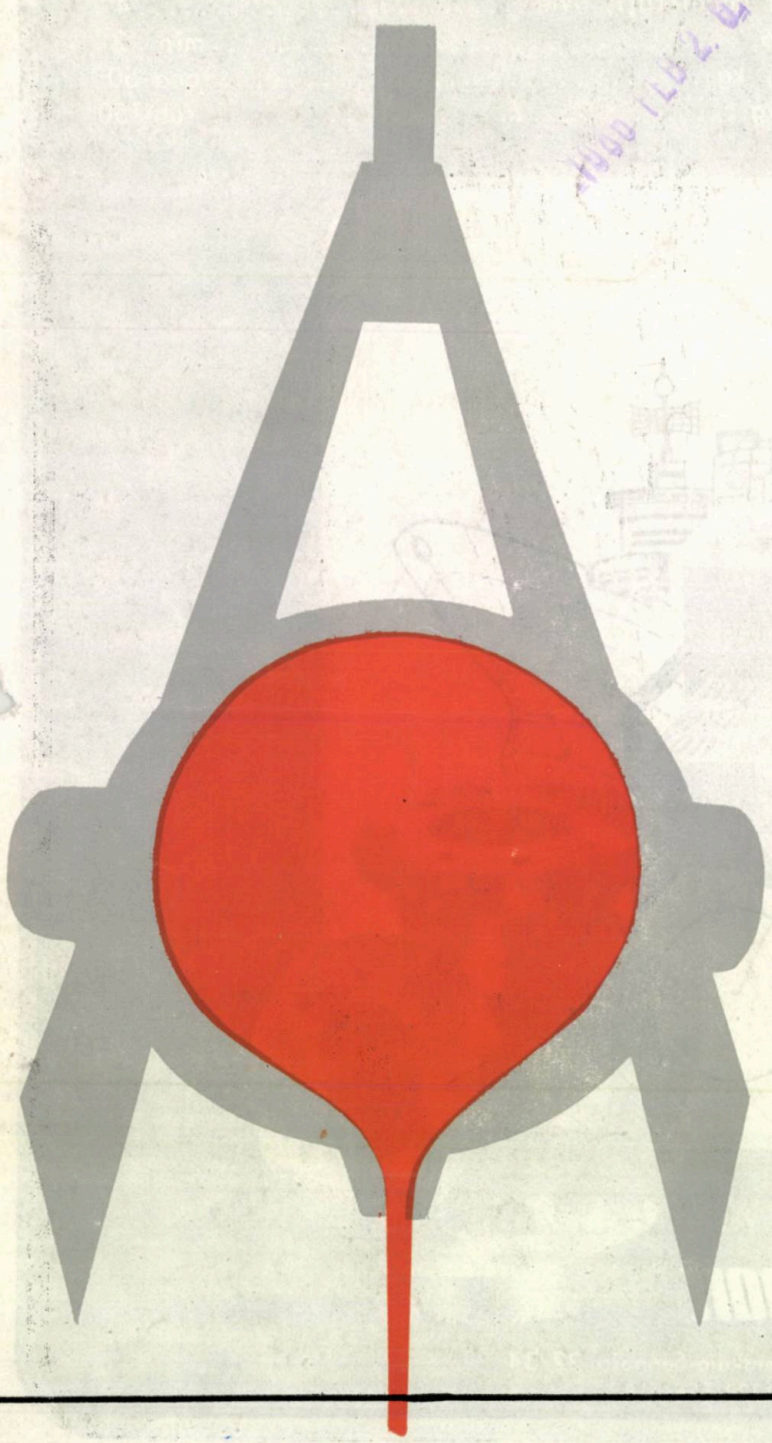
Techsnabexport
USSR MOSCOW

U.R.S.S., 121200 Moskva, Smolenskaia-Sennaia 32/34
Telefon: 244 32 85 ; Telex: 411328 TSE SU

PUBLICOM

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

E 3280

Kohászat

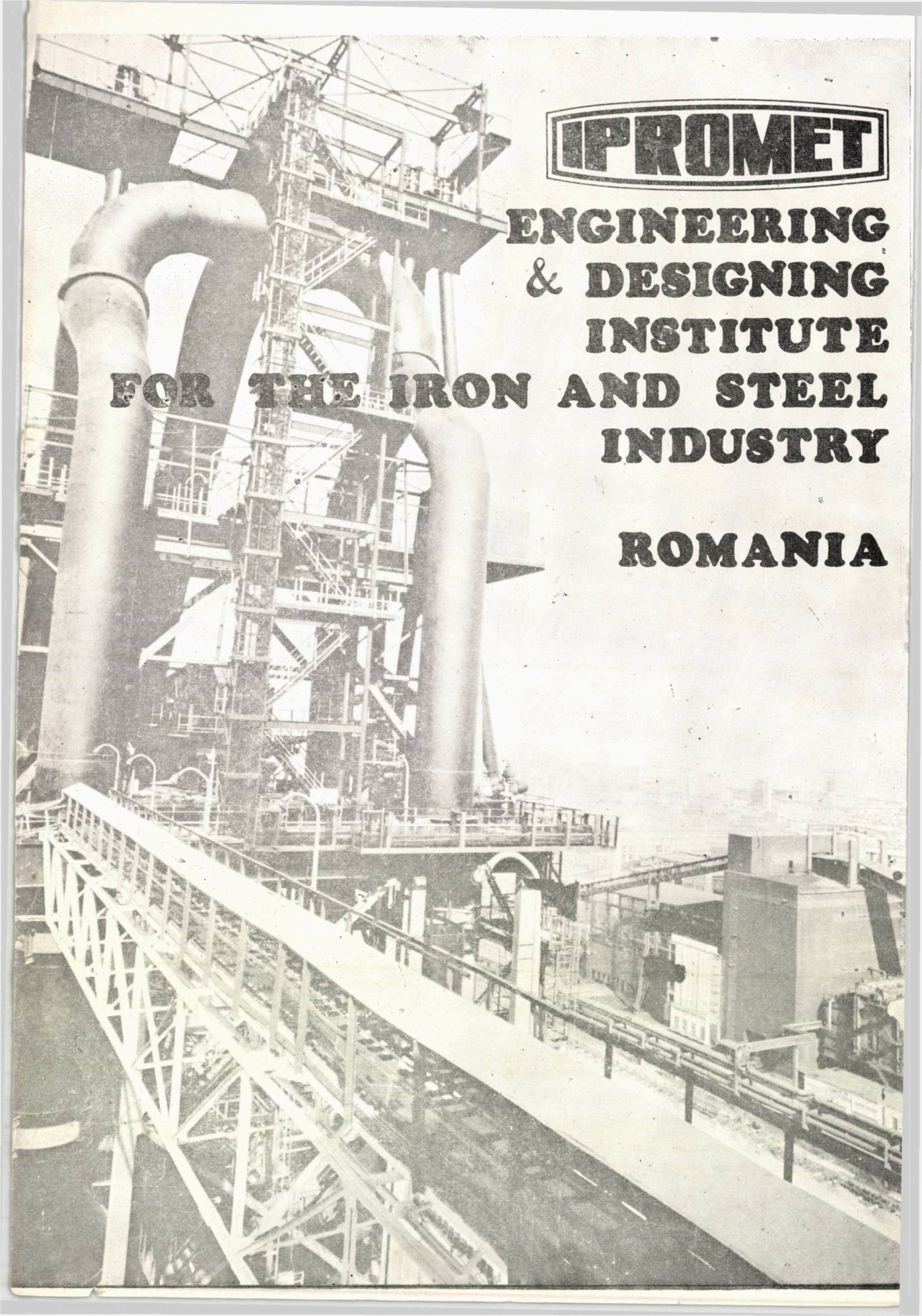
R 1985 JAN 20

METALURGIA

REFERALVA

12

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVII • NR. 12 • DECEMBRIE 1985



IPROMET

ENGINEERING & DESIGNING INSTITUTE FOR THE IRON AND STEEL INDUSTRY

ROMANIA

METALURGIA

Anul 37 Nr. 12 Decembrie 1985

CUPRINS

Mazur, Margareta, Forizs, Șt. Marcu, T., Kovacs, K., Bilgăr, D. și Rusu, V.: **Segregarea tehnologică a fracțiilor granulometrice la măcinarea directă a componentilor șarjei de cocsificare de la U.C.C.—Călan** 625

Rus, A., Mihaly, A., Ballo, L. și Szeles, B.: **Unele considerații privind elaborarea fontei de înaltă puritate (FIP) în furnale de 70 m³** 628

Voicu, Gh.: **Cercetări privind folosirea aerului cald îmbogățit cu oxigen în procesul de amorsare la aglomerare (II)** 631

Pumnea, C.: **Instalații moderne de topire a metalelor prin inducție în vid (II)** (lucrare de sinteză) . . 634

Drossu, Maria-Antoaneta, Roman, P. și Miron, Paula: **Influența condițiilor de presare și sinterizare asupra calității aliajelor grele de tip wolfram-niehel-fier.** 640

Macrea, D. și Rădulescu, A.: **Domenii de aplicare a roboților industriali în laminoare** 645

Pleșia, I.: **Contribuții la îmbunătățirea trefilării sîrmelor din oțel dur.** 649

Dulămiță, T., Isac, Mihaela, Cosor, C. și Crăciun, D.: **Considerații privind valoarea parametrilor termici și temporali la tratamentele termice în cuptoare electrice.** 653

Drugă, L.: **Structura stratului carburat la presiuni scăzute.** 656

Sofroni, L., Cocolaș, S. și Cohn, E.: **Impregnarea formelor și miezurilor cu soluții de polistiren.** 660

Ripoșan, I.: **Posibilități de înlocuire a cocsului de turnătorie la elaborarea fontei în cubilou** (lucrare de sinteză) 663

A IX-A CONFERINȚĂ NAȚIONALĂ DE TURNĂTORIE 670

RECENZIE 675

REVISTA REVISTELOR 630, 633

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25. București

I. P. „Informația" — c. 1622

CONTENTS

DC : 662.74 : 622.73

Mazur, Margareta, Forizs, Șt., Mareu, T., Kovacs, K., Bilgăr, D. and *Rusu, V.* : **Technological segregation of granulometric fractions, during the direct grinding of the coking charge components**

The paper presents the results related to the technical and technological characteristics of the charge, according to granulometric classes for two versions of formulas. The authors also present the statistic calculation of the variation of the main granulometric characteristics (0—0,6 ; 0—3 ; +5 mm), according to flow, moisture, ash and volatile materials.

On the basis of the analyses carried out, the authors recommend the practical measures necessary to ensure high quality coking charge for the coking battery with a view to obtaining coke with the necessary constant quality.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 625—628

DC : 669.163.2 : 621.74

Rus, A., Mihaly, A. , Ballo, L. and *Szeles, B.* : **Considerations on the high purity ironmaking cast iron in 70 m³ blast furnaces**

The article presents the blast furnace operation parameters for FX and FIP special cast ironmaking by establishing a comparison between FX and FIP, from the point of view of specific fuel consumption and of chemical composition.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 628—630

DC : 662.925

Voicu, Gh. : **Researches on the use of oxygen-enriched hot air in the starting process of sintering (II)**

The author presents the results of the researches carried out when using oxygen-enriched hot air in the starting process of sintering.

The author presents diagrams describing the influence of oxygen concentration in the gaseous phase, the ratio of solid fuel in the blending and the influence of the starting period on the sintering speed (Wag), on the sintering layer hight (h) and on the mechanical resistance of sinter.

Furthermore, the authors present the calculation equations of the value of these parameters which are characteristics of the dynamics of the sintering process and the quality of the sinter which was obtained.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 631—633

DC : 669.046.5

Pumnea, C. : **Modern metal melting vacuum induction installations**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 634—639

DC : 622.785. : 669.018

Drossu, Maria-Antoaneta, Roman, P. and *Miron, Paula* : **The influence of sintering conditions on the formation and quality of heavy alloys with tungsten-nickel-iron**

The paper presents certain aspects of the way of obtaining of tungsten-nickel-iron heavy alloys, by powder metallurgy, with several utilizations in modern technique, due to certain remarkable performances — high density (which may reach, under optimum conditions, 18 g/cm³), strength, processing possibilities by conventional processes.

The aut hors analyse mainly the influence of compressing pressure and of sintering temperature on the formation and quality of this type of heavy alloys.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 640—644

DC : 331.875 : 621.771

Macrea, D. and *Rădulescu, A.* : **Fields of application of industrial robots in rolling mills**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 645—648

DC : 621.778.1

Pleșia, I. : **Contributions to the improvement of hard steel wire drawing**

The author presents the experiments carried out at the same time with the charges obtained in open-hearth and electric furnaces, by establishing the time and temperature parameters which must be observed with a view to obtaining the most advances sorbitic transformations.

The author noticed the influence of the grain size after patenting on the drawing property of hard steel wire on multiple drawing machines, pointing out the optimum grains size which ensures a good drawing property.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 649—652

DC : 621.783 : 669.187.2

Dulămiță, T., Isac, Mihaela, Cosor, C. and *Crăciun, D.* : **Considerations on the value of heat and temporal parameters for heat treatments in electric furnaces**

The paper presents a method of determinating heat and temporal parameters during the heating of products for heat treatments in discontinuous operated furnace (the feeding is stopped only during charging and discharging processes).

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 653—655

DC : 661.665.2

Drugă, L. : **The structure of a low pressure carburized layer**

The researches carried out on 13CN30 and 18MC10 carburized steels, obtained by low pressure carburization process, have highlighted that by the correct choice of working parameters (temperature, pressure, carburization time, diffusion time) and of subsequent heat treatment, although regime temperature is 100°C higher, the authors may obtain carburized layers with structure and mechanical properties similar to those achieved in the case of conventional carburization (in endogas), with advantage of a carburization speed 2 or 3 times higher.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 656—659

DC : 621.74.01.

Sofroni, L., Cocolaș, S. and *Cohn, E.* : **Polystyrene solution soaking of moulds and cores**

The paper analyses the role and the importance of the soaking of cores made of blendings containing sodium silicate and furfuranic resin with polystyrene solutions with different concentrations.

The authors noticed that polystyrene soaking leads to the increase of core strength, contributes to the formation of a bright coal layer at the surface of cores, having a positive influence on the part knocking-out.

The authors recommended the use of this soaking agent especially for small and mean cores with sophisticated configurations.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 660—662

DC : 669.162.16

Riposan, I. : **Ways of replacing foundry coke in ironmaking**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 663—669

INHALT

DK : 662.74 : 622.73

Mazur, Margareta, Forizs, St., Marcu, T., Kovacs, K., Bilgăr, D. und *Rusu, V.* : **Technologische Seigerung der granulometrischen Brüche während dem direkten Kornfeinen der Koksfüllungsbestandteile bei U.C.C. — Călan.**

In der Arbeit werden die erhaltenen Ergebnisse vorgestellt, betreffend die technischen und technologischen Eigenschaften der Schmelzen nach granulometrischen Klassen für zwei Formelvarianten. Es werden ebenfalls die statische Berechnung der Schwankung der grundsätzlichen granulometrischen Eigenschaften (die Brüche 0—0,6 ; 0—3 ; + 5 mm) vorgeführt, die von der Durchflussmenge, der Feuchtigkeit, von der Aschen-und flüchtigen Stoffmenge abhängen.

Anhand der angeführten Analyse werden die praktischen Massnahmen für die Sicherung jener Koksfüllungsqualität für die zwei Ofenbatterien, die für die Herstellung eines Kokses mit der geforderten und konstanten Qualität notwendig ist.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 625—628

DK : 669.1622 : 621.74

Rus, A., Mihaly, A., Ballo, L. und *Szeles, B.* : **Betrachtungen zur Erzeugung des hochreinen Roheisens (FIP), in 70 m³ — Hochöfen**

In der Arbeit werden die Betriebsparameter der Hochöfen, was die Erzeugung des speziellen FX-und FIP Roheisens betrifft, beschrieben ; dabei wird das FX Roheisen mit dem FIP Roheisen, vom Standpunkt des spezifischen Brennstoffverbrauchs und der chemischen Zusammensetzung vergleichsweise analysiert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 628—630

DK : 662.925

Voicu, Gh. : **Forschungen zum Einsatz des mit Sauerstoff angereicherten Heisswinds während des Zündungsvorgangs beim Sintern (II)**

In der Arbeit werden die Ergebnisse der Forschungen zum Einsatz des mit Sauerstoff angereicherten Heisswinds, während dem Zündungsprozess beim Sintern vorgestellt.

Ausser den Diagrammen, welche den Einfluss der Sauerstoffkonzentration aus der Gasphase, den Anteil des Festkraftstoffes in dem Gemisch sowie den Einfluss der Zündungszeit auf der Sintergeschwindigkeit (Wag), auf die Höhe der Sinterschicht (h) und auf den mechanischen Widerstand des Sinters widerspiegeln, werden auch die Gleichungen des Wertes dieser Parameter, welche die Dynamik des Sinterungsprozesses und die Qualität des hergestellten Sinters kennzeichnen, vorgestellt.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 631—633

DK : 669.046.5

Pumnea, C. : **Moderne Vakuuminduktionsmetalleinschmelzanlagen**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 634—639

DK : 622.785 : 669.018

Drossu, Maria-Antoaneta, Roman, P. und *Miron, Paula:* **Auswirkung der Press — und Sinterungsbedingungen auf die Gestaltung und die Qualität der schweren Wolfram-Nickel-Eisen-Legierungen**

Die Arbeit stellt einige Aspekte bezüglich der Erhaltung schwerer Wolfram-Nickel-Eisen-Legierungen, die durch pulvermetallurgische Verfahren hergestellt werden und zahlreiche Anwendungen in der modernen Technik finden, infolge einiger bemerkenswerten Leistungen wie : eine sehr grosse Dichte (in optimalen Bedingungen-bis zu 18 g/cm³) Widerstand und die Möglichkeit herkömmlicher Verarbeitung.

In erster Reihe werden die Auswirkungen des Pressdrucks und der Sinterungstemperatur auf die Gestaltung-und die Qualität solcher schweren Legierungen analysiert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 640—644

DK : 331.875 : 621.771

Macrea, D. und *Rădulescu, A.* : **Anwendungsbereiche der Industrieroboter in Walzwerken**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 645—648

DK : 621.778.1

Plesia, I. : **Beiträge zur Verbesserung der Hartstahldrahtziehung**

Es werden die Versuche vorgestellt, die parallel mit den in Siemens-Martin-und Elektroöfen erzeugten Schmelzen durchgeführt wurden, und die Zeit — und Temperaturparameter festgelegt, die für die Erzielung sehr fortgeschrittener sorbitischer Umwandlungen eingehalten werden müssen.

Es wird der Einfluss der nach dem Patentieren erhaltenen Korngrösse, auf das Ziehen der Drähte aus Hartstahl mit Hilfe von Maschinen mit vielfachem Ziehen behandelt. Dabei wird auf die optimale Korngrösse hingewiesen, welche ein gutes Ziehen sichert.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 649—652

DK : 621.783 : 669.187.2

Dulămiță, T., Isac, Mihaela, Cosor, C. und *Crăciun, D.* : **Betrachtungen zum Wert der thermischen und zeitlichen Parameter während der Wärmebehandlungsverfahren im Elektrolichtbogenofen**

Die Arbeit stellt eine Methodologie zur Bestimmung der thermischen und zeitlichen Parameter vor, die bei der Erwärmung der Produkte, die in diskontinuierlichen Wärmebehandlungselektroöfen (dessen Verformung nur während der Beschickung und des Abstichs unterbrochen wird) wärmebehandelt werden.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 653—655

DK : 661.665.2

Drugă, L. : **Die Struktur der aufgekohlten Schicht bei abnehmendem Druck**

Die Untersuchungen, die auf den 13 CN 30 — und 18MC 10 gekohlte Stähle ausgeführt wurden, aufgrund des Aufkohlungsverfahrens mit abnehmendem Druck, ergaben, dass durch die richtige Auswahl der Betriebsparameter (Temperatur, Druck, Aufkohlungszeit, Streuungszeit) und des nachfolgenden Wärmebehandlungsverfahrens, können, obwohl die Betriebstemperatur mit rund 100°C höher liegt, aufgekohlte Schichten erzielt werden, die Struktur und mechanische Eigenschaften ähnlich derer, die durch traditionelle Aufkohlung (in Endogas) hergestellt werden, die jedoch den Vorteil haben, eine 2 .. 3 mal höhereAufkohlungsgeschwindigkeit zu haben.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 656—659

DK : 621.74.041

Sofroni, L., Cocolaș, S. und *Cohn, E.* : **Die Tränkung de Formen und Kerne mit Polystyrenlösungen**

In der Arbeit werden die Rolle und die Bedeutung der Tränkung, der aus natriumsilikat — oder der furanharzhaltigen Gemischen mit Polystyrenlösungen verschiedener Konzentration hergestellten Kerne, analysiert.

Es wurde festgestellt, dass die Polystyrentränkung zum Anstieg des Kernwiderstands führt, zur Bildung einer glänzenden Kohlenschicht auf der Kernoberfläche beiträgt und einen günstigen Einfluss auf die Verarbeitung der Werkstücke ausübt.

Die Anwendung dieses Tränkstoffs ist besonders für kleine und mittlere Kerne mit kompliziertem Gefüge empfohlen.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 660—662

DK : 669.162.16

Riposan, I. : **Möglichkeiten der Ersetzung des Giessereikokses bei der Gusseisenherstellung im Kupolofen.**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 663—669

SOMMAIRE

CD : 662.74 : 622.73

Mazur, Margarela, Forizs, Şt., Marcu, T., Kovacs, K., Bilgăr, D. et Rusu, V. : **La ségrégation technologique des fractions granulométriques pendant le broyage direct des composants de la charge de cokéfaction**

On présente les résultats concernant les caractéristiques technologiques de la charge par classe granulométrique pour deux variantes de récettes. Les auteurs présentent aussi le calcul statistique de la variation des principales caractéristiques granulométriques (les fractions 0—0,6 ; 0—3 ; +5 mm) en fonction du débit, de l'humidité, de la quantité de cendre et de matières volatiles.

A partir de l'analyse effectuée, les auteurs récommandent les mesures pratiques pour assurer les deux batteries de cokéfaction avec des charges de qualité pour obtenir le coke nécessaire.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 625—628

CD : 669.162. 2 : 621.74

Rus, A., Mihaly, A., Ballo, L. et *Szeles, B.* : **Considérations concernant l'élaboration de la fonte de haute pureté dans les hauts fourneaux de 70 m³**

Les auteurs présentent les paramètres de fonctionnement des hauts fourneaux à l'élaboration des fontes spéciales et des fontes de haute pureté par une analyse comparative de la fonte spéciale et de la fonte de haute pureté du point de vue de la consommation spécifique de combustible et de la composition chimique.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12. p, 628—630

CD : 662.925

Voicu, Gh : **Recherches concernant l'utilisation de l'air chaud enrichi en oxygène dans le processus d'amorçage à l'agglomération (II)**

On présente les résultats des recherches effectuées en utilisant de l'air chaud enrichi en oxygène dans le processus d'amorçage pendant l'agglomération.

L'auteur présente des diagrammes concernant l'influence de la concentration de l'oxygène en phase gazeuse, le poids du combustible solide dans le mélange et l'influence du temps d'amorçage sur la vitesse d'agglomération (Wag), la hauteur de la couche d'agglomération (h) et la résistance mécanique de l'aggloméré. On présente aussi les équations pour calculer la valeur de ces paramètres qui caractérisent la dynamique du processus d'agglomération et la qualité de l'aggloméré obtenu.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 631—633

CD : 669.046.5

Pumnea, C. : **Installations modernes de fusion des métaux par induction en vide (II)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 634—639

CD : 622.785 : 669.018

Drossu, Maria-Antoaneta, Roman, P. et *Miron, Paula:* **L'influence des conditions de pressage et de l'agglomération sur la formation et la qualité des alliages lourds du type wolfram — nickel — fer**

On présente certains aspects concernant les alliages lourds du type wolfram-nickel—fer, obtenus par la métallurgie des poudres, ayant multiples utilisations dans la technique moderne grâce à leurs performances remarquables — densité très élevée (jusqu'à 18 g/cm² en conditions optima), résistance, possibilités de traitements par les processus conventionnels.

On analyse l'influence de la compression et de la température d'agglomération sur la formation et la qualité de certains alliages lourds de ce type.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 640—644

CD : 331.875 : 621.771

Macrea, D. et *Rădulescu, A.* : **Domaines d'application des robots industriels dans les laminoirs**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 645—648

CD : 621.778.1

Pleşia, I. : **Contributions à l'amélioration du processus de tréfilage du fil d'acier dur**

L'auteur présente les expérimentations effectuées en parallèle avec les charges élaborées en fours Martin et électriques pour déterminer les paramètres temps et température qui doivent être respectés pour obtenir les plus avancées transformations sorbitiques.

On analyse l'influence de la granulation obtenue après le processus de patentage sur la tréfilabilité des fils d'acier dur sur des machines à étirage multiple en indiquant la meilleure dimension du grain qui assure une bonne tréfilabilité.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 649—652

CD : 621.783 :669.187.2

Dulămiţă, T., Isac, Mihaela, Cosor, C. et *Crăciun, D.* : **Considérations concernant la valeur des paramètres thermiques et temporels pour les traitements thermiques dans les fours électriques**

On présente une méthodologie pour déterminer les paramètres thermiques et temporels pendant le chauffage des produits pour traitements thermiques dans des fours à fonctionnement discontinu (l'alimentation de ces fours est interrompue seulement pendant le processus de chauffage et de décharge)

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 653—655

CD : 66.665.2

Drugă, L. : **La structure de la couche carburée aux pressions basses**

Les recherches effectuées sur les aciers 13CN30 et 18MC10 carburés, obtenus par le processus de carburation aux pressions basses ont démontré que par le choix correcte des paramètres de travail (température, pression, temps de carburation, temps de diffusion) et du traitement thermique ultérieur (bien que la température de régime soit d'environ 100°C plus élevée) on obtient des couches carburées à structure et propriétés mécaniques similaires à celles réalisée dans le cas de la carburation classique, la vitesse de carburation étant 2—3 fois plus élevée.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 656—659

CD : 621.74.041

Sofroni, L., Cocolaş, S. et *Cohn, E.* : **L'impregnation des moules et des noyaux par des solutions de polystyrène**

Les auteurs analysent le rôle et l'importance de l'impregnation des noyaux obtenus de mélanges de silicate de sodium ou de résines furanniques et de solutions de polystyrène de concentrations différentes.

On constate que l'impregnation par polystyrène mène à l'augmentation de la résistance des noyaux, à la formation à la surface des noyaux d'une couche de charbon luisant et a un effet favorable sur le décochage des pièces.

Les auteurs récommandent l'utilisation de cet agent d'impregnation dans le cas des noyaux petits et moyens à configurations compliquées.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 660—662

CD : 669.162.16

Ripoşan, I. : **Possibilités de remplacer le coke de fonderie à l'élaboration de la fonte en cubilot**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 613—669

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.74: 622.73

Мазур, Маргарета, Фориш, Ш., Марку, Т., Ковачь, К., Былгэр. Д. и *Русу, В.:* **Технологическая сегрегация гранулометрических фракций при прямом измельчении компонентов коксующейся плавки от У.К.К. — Кэлан**

В работе представлены полученные результаты относительно технических и технологических характеристик плавки по гранулометрическим классам для двух вариантов рецептов. Также представлен статистический расчет вариации основных гранулометрических характеристик (фракции 0—0,6; 0—3; +5мм) в зависимости от дебита, влажности, содержания золы и летучих веществ.

На основе проведенного анализа указываются практические меры для обеспечения двух коксовых батарей с соответствующими качественными плавками для получения кокса необходимого и постоянного качества.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 625—628

ДК: 669.162 2: 621.74

Рус, А., Михали, А., Балло, Л. и *Шелес, Б.:* **Соображения по выплавке высокочистого чугуна в 70м³ доменных печах**

В статье представлены параметры работы доменных печей при выплавке специальных высокочистых чугунов, сравнительно анализируя их с точки зрения удельного расхода топлива и химического состава.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 628—630

ДК: 662.925

Войку, Г.: **Исследования относительно применения теплого воздуха, обогошенного кислородом, в процессе начала агломерации**

В работе представлены автором результаты проведенных исследований в условиях применения в процессе начала агломерации теплого воздуха, обогощенного кислородом.

Кроме диаграмм, представляющих влияние концентрации кислорода из газовой фазы, долю твердого топлива в смеси и влияние периода начала агломерации на скорость агломерации (War), высоту слоя агломерата (h) и механическую прочность агломерата представлены и расчетные уравнения значенияэтих параметров, характеризующиеся динамику процесса агломерации и качество полученного агломерата.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 631—633

ДК: 669.046.5

Пумнеа, К.: **Современные установки вакуумной плавки металлов (II)**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 634—639

ДК: 622.785: 669.018

Дроссу, Мария-Антоанета, Роман, П. и *Мирон, Паула:* **Влияние условий прессования и спекания на образование и качество твердых сплавов типа вольфрам-никель-железо**

Работа представляет некоторые аспекты по получению твердых сплавов типа вольфрам-никель-железо, полученные порошковой металлургией, многообразными применениями в современной технике благодаря значительным качественным показателям-очень высокая плотность (в оптимальных условиях может достичь 18 г/см³), прочность, возможности обработки условными способами.

В основном анализированы влияния давления и температуры спекания на образование и качества твердых сплавов этого типа.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 640—644

ДК: 331.875: 621.771

Макреа, Д. и *Рэдулеску, А.:* **Область применения промышленных роботов на прокатных заводах**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 645—648

ДК: 621.778.1

Плесиа, И.: **Вклад в улучшении волочения твердой стальной проволоки**

Представлены проведенные исследования паралельно с выплавкой плавки в мартеновских и электрических печах, устанавливая временные и температурные параметры, необходимые соблюдать при получении сорбитных превращений.

Трактуется влияние величины зернистости, полученной после патентирования, на волочение твердых стальных проволок на машинах с многочисленным волочением, указывая на оптимальную величину зерен, обеспечивая хорошую способность к волочению.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 649—652

ДК: 621.783: 669.187.2

Дулэмицэ, Т., Исак, Михаела, Косар, К. и *Крэчюн, Д.:* **Соображения относительно значения термических и временных параметров при термических обработках в электропечах**

Представлена методология определения термических и временных параметров при нагреве изделий для термических обработок в печах с непрерывной работой (подача прерывается во время загрузки и разгрузки).

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 653—655

ДК: 661.665.2

Другэ. Л.: **Структура науглероженного слоя при низких давлениях**

Проведенные исследования на науглероженных сталях 13CN 30 и 18MC10 способом науглероживания при низких давлениях выявили, что правильным выбором рабочих параметров (температуры, давления, время науглероживания, время диффузии) и последующей термической обработки, хотя рабочая температура выше на приблизительно 100°C, все же возможно получить науглероженные слои с подобной структурой и механическими свойствами, полученными при классическом науглероживании (в эндогазе), с премуществом реализования скорости науглероживания больше 2—3 раза.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 656—659

ДК:621.74.041

Софрони, Л., Коколаш, Э и *Кон, Е.:* **Пропитывание форм и стержней полистирольным раствором**

В работе анализируется роль и важность пропитывания конструированных стержней из смесей на основе силиката натрия или фурановых смол с полистирольными растворами различных концентраций.

Установлено, что пропитывание полистиролом ведет к повышению прочности стержней, к образованию слоя блестящего угля на поверхности, и имеет благоприятный эффект на выбивание деталей.

Рекомендуется применение этого пропиточного главным образом для мелких и средних стержней сложных конфигураций.

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 660—662

ДК: 669.162.16

Рипошан, И.: **Возможности замены литейного кокса при плавке чугуна в вагранке**

Metalurgia 37 (1985), nr. 12, p. 663—669

METALURGIA 12
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA
1985

Ing. Margareta Mazur, ing. Şt. Forizs
tehn. T. Marcu
C.C.P. Hunedoara
ing. K. Kovacs
C.S. Hunedoara
sing. D. Bilgăr şi sing. V. Rusu
U.C.C.—Călan

Segregarea tehnologică a fracţiilor granulometrice la măcinarea directă a componenţilor şarjei de cocsificare de la U.C.C.—Călan

CZ: 662.74:622.73

Cercetările efectuate privind măcinabilitatea componenţilor individuali, în condiţiile fluxului de pregătire existente la U.C.C.-Călan, au arătat particularităţile comportării la măcinare a acestor componenţi.

Următoarea etapă de cercetare a avut ca scop verificarea aplicării practice a considerentelor teoretice privind caracteristicile de măcinare în condiţiile reale de exploatare, de dozare directă a tuturor componenţilor pe cele două linii de semişarje.

Scopul practic al acestor încercări a fost stabilirea fineţei de măcinare a şarjei realizabile în fluxul tehnologic după proiect.

Pentru verificarea caracteristicilor tehnice şi tehnologice ale şarjei pe clase granulometrice, s-a analizat variaţia caracteristicilor respective pentru următoarele două variante:

	Coroeşti	înlocuitor LUB $C_2$33—34	Ha $C_1$35	Hd.$C_2$35—37	S. cocs
varianta *I*	28	20	35	17	—
varianta *II*	15	30	40	10	5

— varianta *I* are în compoziţie degresant sub formă de huilă degresantă marca 35—37 ($C_2$35—37);

— varianta *II*, în care, pe lîngă huila degresantă indicată mai sus, participă şi semicocsul P.L.D.L.

În figura 1 este reprezentată variaţia atît a dilatării „*b*", cît şi a caracteristicilor tehnice (A^{anh}, V^{anh}, S^{anh}) pe clase granulometrice pentru ambele variante.

Din modul de repartizare a valorilor caracteristice rezultă următoarele observaţii:

— sensul de variaţie a caracteristicilor se menţine acelaşi la cele două variante de compoziţii;

— scăderea aglutinării se remarcă chiar şi în cazul fracţiei granulometrice intermediare 1—3 mm şi se accentuează la fracţia +5 mm (fig. 1), indicînd măcinarea mai avansată a componentului cu aglutinare bună;

— în fracţia granulometrică + 5 mm, se concentrează componenţii cu conţinut ridicat de cenuşă şi randament mai ridicat de materii volatile;

— nivelul de 27—30% al randamentului de materii volatile în fracţia + 5 mm arată că, în cazul structurilor de compoziţii caracteristice pentru U.C.C.-Călan, segregarea tehnologică nu cuprinde numai amestecul de huilă Coroeşti, ci şi duritul huilelor ameliorante sau degresante cu neuniformitate petrografică ridicată (huilă înlocuitoare de L.U.B. — C_2($C_2$33—34) şi huilă ameliorantă (C_1 35);

— prezenţa huilei Coroeşti în această fracţie este confirmată de nivelul absolut mai ridicat de sulf la varianta *I*, cu participarea huilei Coroeşti în proporţie de 28%, faţă de nivelul sulfului în varianta *II*, cu numai 15% amestec Coroeşti, singurul component cu conţinut ridicat de sulf din structura respectivă.

Aceste încercări speciale privind segregarea tehnologică la măcinare au confirmat necesitatea analizării în mod preferenţial a variaţiei

randamentului fracției + 5 mm, pe lîngă fracțiile uzuale 0 — 0,6 mm și 0 — 3 mm.

Cauza acestei preferințe se datorește faptului că în această fracție se concentrează inertinitul organic, la huilele duritice, cu un raport

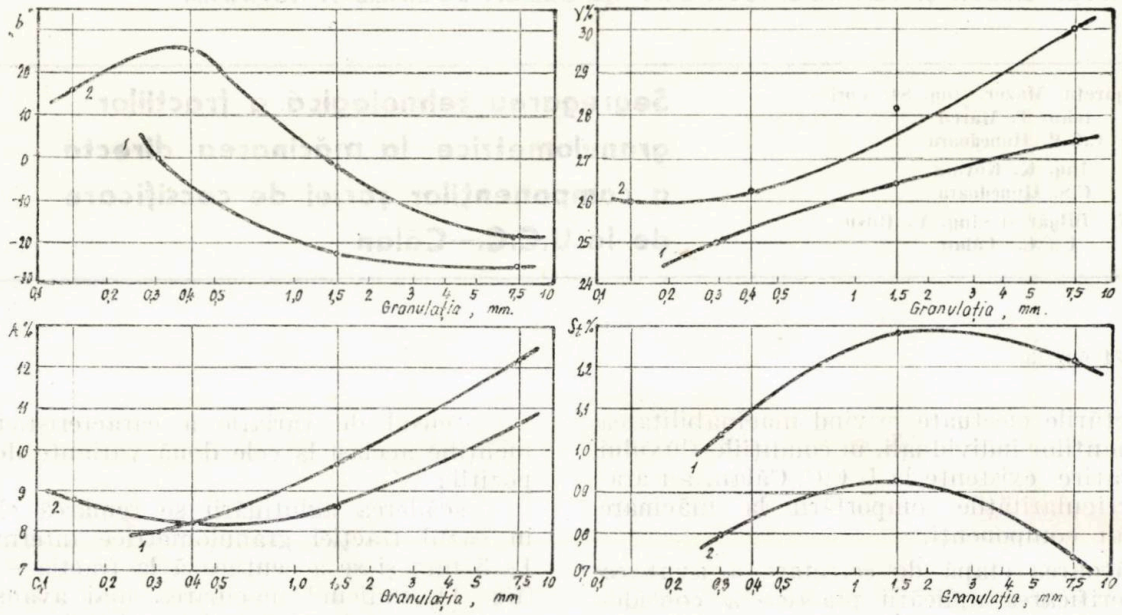


Fig. 1. Variația dilatării „b" și caracteristicile tehnice (A, V, St) pe clase granulometrice la șarjele 1 și 2

ridicat de autodegresare, și inertinitul anorganic la huilele vitritice indigene și semicocs.

Urmărirea modului de comportare în cazul măcinării directe a componenților a permis calculul statistic al variației principalelor caracteristici granulometrice în funcție de debitul de pregătire, conținutul de cenușă și randamentul de materii volatile al șarjei pentru diferite compoziții.

Structurile pentru cele cinci selecții la care s-a făcut dozarea directă a componenților sînt redate în tabelul 1.

Ecuațiile de regresie și coeficienții de corelație obținuți pentru grupa de rețete cu măcinarea directă a componenților, pe cele două linii de semișarjă și reprezentarea grafică a dependenței fracției + 5 mm, pentru cele 5 compoziții alese redate în figura 2, au dus la următoarele observații:

— debitul de funcționare al fluxului de pregătire pe cele două linii de semișarjă, conform proiectului inițial, determină în primul rînd variația fracției globale 0 — 3 mm și a fracției periculoase + 5 mm;

— fracția 0 — 0,6 mm, în funcție de debit, are coeficientul de corelație cel mai mic, uneori chiar nesemnificativ (R_4), ceea ce arată că, la formarea acestei fracții, un rol preponderent îl au proprietățile naturale ale componenților individuali: duritatea, friabilitatea și compoziția petrografică și că această fracție depinde numai în mică măsură de debitul de prelucrare;

— coeficienții de corelație cei mai ridicați se observă în cazul variației fracției + 5 mm în

Tabelul 1

Rețetă	Participare componenți, %					
	Coroești	C_2 33—34	C_2 35—37	C_1 35	E șarjă	C_2 33—34
R_1	20	15	15	35	15	—
R_2	15	10	15	30	—	30
R_3	—	70	—	30	—	—
R_4	—	34	33	—	33	—
R_5	35	—	17	—	28	20

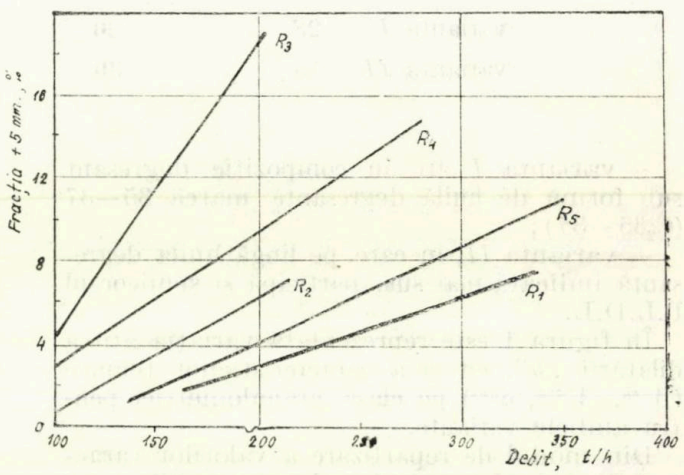


Fig. 2. Variația fracției +5 mm în funcție de debit

funcție de debit. Valorile numerice ale acestui coeficient variază de la $r = 0{,}475$ la $r = 0{,}835$;

— creșterea debitului în toate cazurile duce la creșterea puternică a fracției + 5 mm, devenind astfel limitatoare în procesul de pregătire a șarjei. Acest lucru rezultă pregnant din reprezentarea grafică a dependenței fracției + 5 mm, în funcție de debit. Panta dreptelor depinde de structura de rețetă și de proprietățile individuale ale componenților utilizați;

— prin măcinarea directă a șarjei cu participarea amestecului Coroești în proporție 15—35%, variantele R_1, R_2 și R_5, se poate obține o compoziție granulometrică acceptabilă numai la funcționarea fluxului de pregătire la debite între 100 și 300 t/h. La aceste debite, nivelul superior de 300 t/h permite mărunțirea fracției + 5 mm sub limita de 8—10% și numai debitele de pregătire sub 200 t/h permit realizarea unei proporții de 5—6% a fracției + 5 mm;

— debitul de pregătire de 100 — 300 t/h înseamnă un debit de măcinare de 50 — 150 t/h, pe cele două linii de semișarjă, în cazul în care aceste două linii de semișarjă sînt perfect echilibrate;

— dozarea directă a unor rețete de 2—3 componenți cu înlocuirea totală a amestecului Coroești cu huilă C_2 33—34, ca de exemplu în cazul variantei R_3 și R_4, datorită concentrării durităților în fracțiile mari, nu permite numai un debit de pregătire de 100—200 t/h, respectiv un debit de măcinare de 50—100 t/h.

Din cele prezentate rezultă că, la structurile caracteristice pentru U.C.C.-Călan, funcționarea fluxului de pregătire, conform proiectului, nu permite realizarea parametrilor proiectați:

— debitul de pregătire de 400 t/h;

— granulația 0 — 3 mm de minimum 95%;

— fracția + 5 mm de cca 3% (neprevăzută în proiect, dedusă din curba etalon la 93% fracție 0 — 3 mm);

— respectarea funcționării pe o durată de 10 h efective pentru șarjă și 3 h pentru semicocs.

Timpul efectiv de ocupare pentru pregătirea șarjei impus de caracteristica granulometrică a șarjei se modifică astfel:

a) la debite de 200 t/h pregătire, timpul necesar este de 14—15 h efective;

b) la debitul de măcinare a semicocsului de 40 t/h, timpul efectiv este de 5—6 h;

c) timpul total de ocupare a fluxului de pregătire a șarjei, cu măcinare directă, pentru două baterii, reprezintă minimum 20 h, fără a rămîne timp pentru reparații și fără asigurarea unei granulații necesare, nepericuloase.

Trebuie subliniat că la un asemenea regim nici unul din dozatoarele gravimetrice cu bandă, pe cele două linii de semișarjă, nu se înscrie în debitul teoretic, cu erori de dozare acceptabile.

Observațiile de mai sus au răspuns numai la întrebarea: care este nivelul de măcinare realizabil prin măcinarea directă în fluxul tehnologic existent și care este capacitatea de prelucrare a acestui flux?

Răspunsul la această întrebare este: fluxul tehnologic existent nu permite asigurarea șarjei nici calitativ nici cantitativ.

Din acest motiv, cercetările au continuat în direcția determinării factorilor care au rolul să asigure latura calitativă a șarjei, din punct de vedere granulometric. În acest sens, s-a analizat dependența celor trei fracții granulometrice caracteristice, nu numai în funcție de debit (Q), ci ținînd seamă și de umiditate (W), cenușă (A) și materii volatile (V) ale șarjei cu ajutorul analizei corelaționare multiple.

Ecuațiile de corelație multiplă obținute pentru fracția caracteristică ($Fr.\ c$) au forma:

$$Fr \cdot c = a_0 + a_1 Q + a_2 W + a_3 A + a_4 V$$

Din corelațiile multiple, pe lîngă confirmarea celor arătate anterior, se desprind următoarele precizări:

— fracția măruntă 0 — 0,6 mm, cu participarea mare a huilei Coroești plus huila $C_2$33—34 variantă R_1, depinde în proporție de 18,37% de conținutul de cenușă, iar în variantele R_2, R_3, R_4 ponderea de influență a materiilor volatile este maximă, avînd valorile 42, 16, 60%;

— în variantele R_2, R_3, R_4, fracția măruntă 0 — 0,6 mm este influențată de materiile volatile, deci de natura și structura petrografică a componenților principali, în proporție de 42, 16, respectiv 60%;

— fracția sub 3 mm este influențată în proporție de 62—98% de debitul de măcinare;

— fracția + 5 mm depinde numai de debitul de măcinare, ponderea de influență a acestuia variind de la 71% la 98%. În cazul variantei R_4, fără amestec Coroești, este prezentă influența materiilor volatile cu o pondere de 25%.

Concluzia finală a încercărilor de a asigura pregătirea șarjei, pentru cele două baterii de cocs, constă în necesitatea modificării fluxului în una din direcțiile:

— Remăcinarea unor componenți în formă de amestecuri predozate la debite mari, asigurîndu-se astfel o precizie mai mare de dozare și o granulație acceptabilă.

— Premăcinarea componenților la debite și granulație impusă, în stația de măcinare brută, situată în afara circuitului de pregătire.

Unele considerații privind elaborarea fontei de înaltă puritate (FIP) în furnale de 70 m³

Ing. A. Rus, A. Mihaly, L. Ballo
și sing. B. Szeles
Intreprinderea de fier — Vlăhița

C.Z : 669.162.2 :621.74

Fonta de înaltă puritate este reglementată prin N.T.R. nr. 478—1981, conform căreia se clasifică în patru mărci, redate în tabelul 1. N.T.R. s-a elaborat în 1981, dar se consideră că i se pot aduce îmbunătățiri, în funcție de posibilitățile de îmbunătățire a elaborării fontei FIP.

Tabelul 1

Marca	C, %	Si, %	Mn, max. %	P, max.		S, %		Cr %	Cu Co Ti Mo Zn %	Al As V Sn %	Pb Cd Bi Te %
				0	1	2	3				
FIP 1	3,6—4,5	0,9—1,4	0,25	—	0,100	0,03	0,05	0,04	—	—	—
FIP 2	3,6—4,5	max. 0,9	0,25	—	0,100	0,025	0,03	0,04	—	—	—
FIPE 1	3,6—4,5	0,4—0,6	0,20	0,05	0,100	0,020	0,03	0,04	0,05	0,02	0,005
FIPE 2	3,6—4,5	max. 0,4	0,20	0,05	0,100	0,020	0,03	0,04	0,05	0,02	0,005

Tabelul 2

Indicatorul	Unitatea de măsură	Fontă FX	Fonta FIP
1. Nr. de zile	zile	8,5	28
2. Consumuri specifice	kg/t		
— aglomerat	kg/t		1 234
— bulgăre	kg/t		460
— total încărcătură	kg/t	1 830	1 694
— calcar	kg/t	71	118
— total încărcătură brută	kg/t	1 901	1 812
— mangal	kg/t	455	491
— cocs	kg/t	262	167
— total combustibil	kg/t	717	658
3. Parametrii aerului insuflat			
— debit	Nm^3/h	5 050	5 200
— presiune	mmH_2O	4 500	4 500
— temperatură	°C	690	710
4. Parametrii la gîtul furnalului			
— presiune	mmH_2O	900	1 100
— temperatură	°C	100	90
5. Fontă			
— producție	t	897,6	3 183,10
— Si	%	0,55	0,41
— Mn	%	0,87	0,13
— P	%	0,169	0,092
— S	%	0,025	0,021
6. Compoziția zgurei	%		
— SiO_2	%	39,04	36,49
— CaO	%	41,12	43,46
— Al_2O_3	%	12,50	8,19
— Ib	%	1,05	1,19
7. Alți indici			
— Iu	t/m^3zi	0,800	0,842
— Ia	t/m^3zi	0,790	0,849
— S	%	52,6	55,2
— % aglom. în încărc.		72	72,8
— % cocs din comb.		31	20
— timp efectiv	h	192	648
— nivel de încărcare	m	0,8—1,2	0,8—1,2
— schema de încărcare		Mm↓; mM↓	Mm↓; mM↓

Pentru a satisface solicitările specifice privind compoziția chimică a FIP, s-au încheiat acorduri între întreprinderi, reglementate prin caiete de sarcini.

În tabelul 2 sînt prezentați parametrii de funcționare ai furnalelor (cu volumul de 70 m³), în cazul elaborării fontelor speciale FX și FIP, din care rezultă : parametrii aerului insuflat sînt mai ridicați la FIP decît la FX ; presiunea la gît este mai ridicată, aceasta indicînd o permeabilitate mai bună a încărcăturii din cauza calității mai bune a aglomeratului și combustibilului ; productivitatea este mai mare cu cca 6 % la FIP, datorită în principal scoaterii superioare, decît la FX ; scoaterea brută de fontă se situează la 55 %, mai ales din cauza folosirii unui aglomerat cu conținut de fier de cca 60 % și minereu cu 60—62 % Fe. La fonta FX, pe lîngă aglomerat s-a folosit și hematita de import, un minereu calitativ scăzut ; consumul specific de combustibil este mai scăzut la FIP, deoarece furnalele funcționează cu regim termic mai scăzut decît la FX. Ponderea cocsului din combustibil la FIP este mai scăzută, determinată de necesitatea obținerii unei desulfurări mai bune. La FIP, folosirea cocsului într-o cantitate de maximum 25 % este pozitivă, aceasta contribuind la mersul mai uniform al furnalului din cauza calității mai stabile a cocsului ; nivelul și schema de încărcare sînt aceleași, variind în funcție de mersul furnalelor ; compoziția

chimică a fontelor diferă la Mn și P ; compoziția chimică a zgurei diferă la cele două tipuri ; bazicitatea zgurei la FIP s-a menținut la 1,15 — 1,3, cu scopul realizării unei desulfurări corespunzătoare, în condițiile unui mers accentuat de rece al furnalelor.

În campania de FIP analizată, mersul furnalelor a fost în general stabil existînd totuși deranjamente locale de 1 — 1,5 zile : răcirea exagerată a creuzetului, datorată înrăutățirii combustibilului, precum și scăderea bruscă a viscozității zgurei din cauza bazicității sale peste valoarea 1,3.

Principalele aspecte specifice la elaborarea fontelor FIP

a) Fonta de înaltă puritate reclamă folosirea unui minereu de fier a cărui compoziție chimică să asigure minimum 60% Fe, iar elementele însoțitoare trebuie să aibă valori foarte mici : maximum 0,05% Mn, maximum 0,05 % P.

b) Pregătirea minereului și combustibilului trebuie să se facă riguros pentru obținerea unui aglomerat rezistent, reductibil, pentru eliminarea măruntului, respectiv pentru eliminarea măruntului din combustibil.

c) Mersul furnalelor este un mers accentuat de rece chiar în vederea frînării procesului de regenerare a siliciului.

d) Timpul de trecere a încărcăturii este mai mic cu 0,5 — 1 h față de FX, contribuind și acesta la mărirea cantității de fontă.

e) Cantitatea de gaz de furnal produs se scade cu cca 10—15%, producînd dificultăți la încălzirea cauperelor. Temperatura cupolei scade treptat către sfîrșitul campaniei, trebuind introdus gazul metan pentru menținerea temperaturii aerului.

f) Indicatorii tehnico-economici : scoaterea și productivitatea sînt mai ridicate (scoaterea cu 6% din cauza folosirii minereurilor bogate, productivitatea cu cca 10% din cauza scoaterii).

g) Cantitatea de zgură se menține la 400—450 kg/t față de 600—800 kg/t la FX, datorită faptului că se folosesc minereuri relativ curate, cu conținut redus de steril.

h) Compoziția zgurei diferă față de zgura FX (MnO, Al_2O_3,CaS sînt mai scăzute).

Experiențele au demonstrat că bazicitatea optimă a zgurei este între 1,15 și 1,30, la aceste valori zgura fiind suficient de fluidă și permițînd o desulfurare sub 0,02% S în fontă. Dacă bazicitatea este mai scăzută, randamentul desulfurării este necorespunzător, iar dacă este peste 1,3, zgura devine brusc vîscoasă, datorită separării intense de cristale, ceea ce îngreuiază evacuarea zgurei.

i) Graficul de descărcare al zgurei este diferit. Este suficientă o singură descărcare de zgură cu o oră înaintea descărcării de fontă, datorită cantității reduse de zgură.

j) Deranjamentele în campaniile de FIP sînt mai dese din mai multe cauze : inerția mică a furnalelor de 70 m³, mersul accentuat de rece. În aceste condiții, conducerea furnalului cere o maximă exigență din partea tuturor celor care contribuie la elaborare.

Deranjamentele mai frecvente au fost :

— răcirea exagerată a creuzetului ; cauze : înrăutățirea calității mangalului, aglomeratului, căderea încărcăturii în creuzet după agățare, intrarea apei la gurile de vînt ;

— agățarea coloanei de materiale ;

— formarea de lipituri ;

— bazicitatea exagerată a zgurei datorită dozării peste cerințe a calcarului. Aceasta se datorește dozării volumetrice a componenților șarjei de aglomerare, care se poate executa numai cu erori din cauza construcției dozatoarelor ;

— arderea gurilor de vînt și a răcitoarelor sînt mai frecvente ; cauze : fluiditatea scăzută a zgurei, conținutul de FeO ridicat în zgură, antrenarea fontei cu zgură.

h) Fonta de înaltă puritate se elaborează în campanii, în general între 10 și 30 zile. Este inerentă elaborării producerea unei cantități de fontă de trecere, adică o fontă FX, elaborată în principal cu materii prime pentru FIP. Se produc fonte de trecere la începutul, sfîrșitul și în cadrul campaniei. Randamentul de producere a FIP a variat între 77 și 92%, media fiind 83,4%.

În legătură cu compoziția chimică pot fi făcute următoarele observații :

a — Ponderea clasei 0—0,4% Si a variat între 24 și 48%, media fiind 36%. Ponderea clasei 0,4—0,6% a variat între 30 și 47%, cu media de 38,6%, iar ponderea clasei 0,6—0,8 a variat între 11 și 37%, cu media de 25%. Creșterea clasei 0,6—0,8 în anul 1983 se explică prin creșterea livrării de FIP la I. T. Brașov.

b — Fonta FIP elaborată s-a încadrat în conținutul de Mn, care este stabilit la maximum 0,25%, datorită folosirii unor materii prime cu Mn scăzut. Clasa 0—0,20% este preponderentă, media anilor fiind de 93%.

c — Clasa 0—0,020% a variat între 29 și 83%, media anilor fiind de 55%. Scopul a fost totdeauna obținerea unui conținut de sulf tot mai scăzut, însă, la răcirea intensă a creuzetului, conținutul de sulf s-a ridicat peste 0,020%.

Analiza chimică a elementelor Cu, Mg, Ti, V, Pb, Ni, As, Mo, Al, Co, Sn a dus la următoarele rezultate :

— Cu	— urme — 0,035 %	Al	— max. — 0,01 %	Pb	— 0,002 %
— Co	— max. — 0,010 %	As	— max. — 0,01 %	Cd	— —
— Ti	— 0,010 — 0,018 %	V	— —	Bi	—
— Mg	— 0,010 — 0,015 %	Sn	— max. — 0,01 %	Te	—
— Zn	— — —				
Total	0,078	Total	0,03		

Inexistența acestor elemente nu se poate garanta în fontă, deoarece acestea sînt în funcție de materiile prime folosite.

Conținutul de P s-a încadrat în limita stabilită, maximum 0,100. La unele șarje, conținutul a scăzut la valori de minimum 0,080 %, datorită introducerii unui mangal de calitate mai bună, însă, în condițiile actuale, limita stabilită nu se poate micșora. Prin tratarea fontei în afara furnalului, s-ar putea micșora conținutul de P. Conținutul de Cr este de ordinul miimilor 0,004 — 0,009 %, rareori depășind 0,01 %.

În legătură cu structura fontelor pot fi făcute următoarele observații :

— la fontele FX : forma separărilor de grafit este lamelară, asociată cu forma în cuiburi ; caracterul repartizării : separări izolate, cu grosimi diferite și repartizare uniformă ; lungimea separărilor de grafit : 10—40 μm, 10—250 μm ; suprafața ocupată : peste 12 % ;

— la fontele FX : forma : lamelară semiarcuită ; punctiform asociată cu forma lamelară și cuiburi ; lamelară, asociată cu forma în cuiburi ; repartizare : punctiformă ; separări izolate cu grosimi diferite și repartizare uniformă ; lungimea separării : între 5 și 70 μm ; suprafața ocupată : peste 12 %.

Din punct de vedere al masei metalice, se constată că aceasta este formată din ledeburită sau perlită lamelară atît la FX, cît și la FIP.

S-au determinat și unele caracteristici mecanice : rezistențe la rupere și duritatea. La fonta FIP, rezistența la rupere variază între 95 și 125 N/mm², iar duritatea, între 95 și 306 *HB*. La fonta FX, rezistența la rupere variază între 130 și 180 N/mm², iar duritatea, 145—175 *HB*

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 2, 1985

Măcinarea selectivă a cărbunilor, p. 2 — Îmbunătățirea schemei tehnologice de flotație a cărbunilor, p. 4 — Polarizarea particulelor de cărbune în cîmp electric, în cadrul procesului de electrocoagulare a apelor de șlam, p. 6 — Studierea funcționării decantorului mecanizat la fabricile de îmbogățire a cărbunilor, p. 8 — Influența factorilor tehnologici asupra pierderilor de cocs la stingerea uscată, p. 9 — Modelarea matematică a transferului de căldură la cocsificare și stabilirea caracteristicilor termofizice la încărcarea cărbunilor, p. 11 — Utilizarea șlamurilor cu conținut de ulei și țunder, la fabricarea cocsului, p. 15 — Cercetarea comportării în funal a sulfului din cocs, p. 16 — Preformarea brichetelor de cărbune în prese cu cilindri, p. 18 — Alegerea benzilor transportoare pentru cocsul stins uscat și umed, p. 21 — Comportarea gudroanelor în cazul încălzirii pînă la 400° C în vid înaintat, p. 29 — Înlocuirea platformelor pentru deservirea bateriilor de cocsificare, p. 30 — Mijloace ale automaticii pentru bateriile de cocsificare cu cuptoare cu camere de mare volum, p. 34 — Protecția aparaturii electronice de perturbațiile industriale, p. 36 — Coroziunea oțelurilor la utilizarea apelor reziduale epurate la alimentarea cu apă recirculată, p. 38 — Legitățile proceselor de coroziune și de formare a depunerilor în conductele răcitoarelor primare de gaze, p. 41 — Îmbunătățirea sistemului de încălzire a bateriilor de cocsificare, p. 56 — Protecția mediului înconjurător la uzinele cocsochimice, p. 58.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 3, 1985

Analiza comparativă a procedeelor de îmbogățire a cărbunilor bulgări, p. 2 — Spumant reactiv de flotație, p. 6 — Pregătirea termică a încărcăturilor de cărbune și calitatea cocsului, p. 7 — Optimizarea regimului de suflare al camerei de stingere uscată a cocsului, p. 12 — Calculul hidraulic al sistemului de încălzire a bateriilor de cocsificare pe calculatoare electrice, p. 16 — Studierea procedeului de obținere a negrului de fum din produsele volatile de cocsificare a cărbunilor de gaz, în cuptoare circulare, p. 18 — Studierea proceselor care au loc în cazul depozitării cocsului mărunțit răcit, p. 21 — Metode moderne de determinare a hidrogenului sulfurat în gazul de cocserie, p. 31 — Închizător etanș de gaze pentru alimentarea cu combustibil a aparatelor cu presiune diferită, p. 34 — Răcirea primară în două etape a gazului de cocserie, p. 35 — Sisteme de comandă automată a recepției cocsului cu microscheme integrale, p. 39 — Balanțe electronice-tensometrice, cu bandă rulantă, p. 41 — Organizarea muncii în acord global și stimularea muncii, p. 42 — Captarea prafului de cocs în electrofiltre și electroscrubere tubulare, p. 45 — Emanațiile nocive la captarea și prelucrarea benzenului brut, p. 46 — Situația și perspectivele utilizării deșeurilor cocsochimice la construcția drumurilor de țară, p. 48.

Conf. dr. ing. Gh. Voicu
Institutul politehnic — București

Cercetări privind folosirea aerului cald îmbogățit cu oxigen în procesul de amorsare la aglomerare (II)

Z: 662. 925

Utilizarea aerului cald îmbogățit cu oxigen la amorsare duce la creșterea dinamicii procesului de aglomerare sub focar, la îmbunătățirea rezistenței mecanice a aglomeratului și la micșorarea consumului de combustibil. Folosirea aerului cald creează în același timp și condițiile de creștere a concentrației oxigenului în faza gazoasă peste 6 — 6,5 %, fără să se diminueze temperatura din focarul de amorsare. De asemenea, după focar, prin tratamentul termic la care este supus stratul de aglomerat, sînt eliminate tensiunile termice care apar la răcirea stratului în momentul aspirației aerului atmosferic, prin aceasta asigurîndu-se creșterea rezistenței mecanice a părții superioare a stratului de aglomerat.

Cercetări experimentale și aparatura utilizată

Amorsarea procesului de aglomerare, pregătirea prealabilă a amestecului și determinarea rezistenței mecanice a aglomeratului au fost efectuate cu aceleași instalații prezentate în lucrarea [1] și [2].

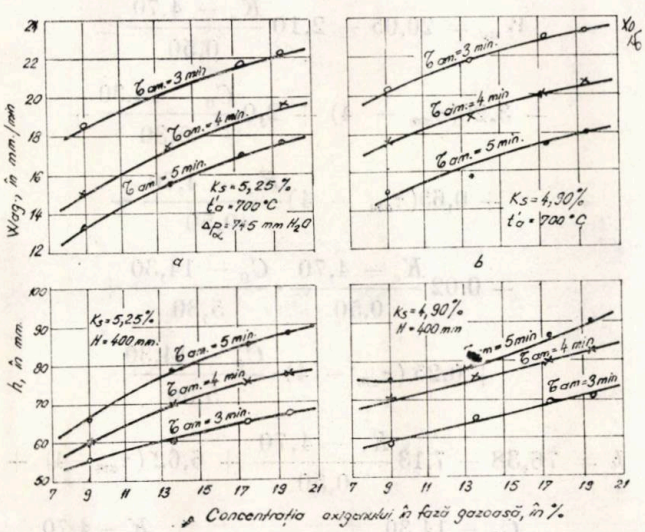


Fig. 1. Influența concentrației oxigenului asupra dinamicii procesului de aglomerare în focar, pentru $K_s = 5{,}25\,\%$ (*a*) și $K_s = 4{,}90\,\%$ (b)

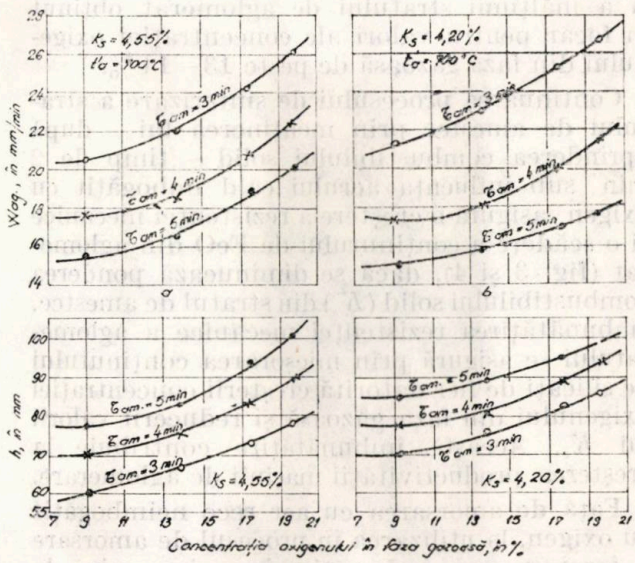


Fig. 2. Influența concentrației oxigenului asupra dinamicii procesului de aglomerare în focar, pentru $K_s = 4{,}55\,\%$ (*a*) și $K_s = 4{,}20\,\%$ (*b*)

Cercetările experimentale au fost efectuate pe o ceașcă de aglomerare cu capacitatea de 40 kg, unde stratul de amestec și aglomerare a avut o înălțime de 400 mm, depresiunea sub grătar, 745 mm H_2O, iar ponderea combustibilului solid din amestec, 5,25; 4,90; 4,55 și 4,20 %. Durata de expunere a stratului acțiunii fazei gazoase (durata de aprindere) în focar a fost de 1; 2 și 3 min, iar durata de menținere sub influența aerului cald îmbogățit cu 24—32 % O_2, de 2 min. Încercările efectuate pentru durata de menținere de 1 și 3 min au dus la rezultate inferioare față de cele realizate cu durate de menținere de 2 min. Rezultatele cercetărilor pentru durate de menținere de 2 min și de aprindere de 1; 2 și 3 min sînt prezentate în figurile 1—4. Aerul, preîncălzit în recuperator și în timpul trecerii prin focar, a avut o temperatură de 700—725° C, temperatura fiind menținută constantă pe toată durata experimentărilor. Concentrația oxigenului din faza gazoasă în timpul amorsării a fost de 9—20 %.

Comparînd valorile obținute pentru viteza de aglomerare (fig. 1, *a*), în cazul folosirii aerului cald îmbogățit cu oxigen, cu valorile realizate în cazul utilizării aerului rece îmbogățit cu oxigen [3], se constată că pentru $\tau_{am} = 4$ min, $K_s = 5{,}25\,\%$ și $C_o = 17{,}5\,\%$ se obțin aceleași valori pentru viteza de aglomerare. Micșorînd însă durata de amorsare la 3 min, se obține — pentru $K_s = 5{,}25\,\%$ și $Co = 17{,}5$ % — o creștere a valorii vitezei

de aglomerare cu 12—15%. Diminuarea ponderii combustibilului solid din stratul de amestec la 4,20% — pentru $\tau_{am} = 4$ min și Co = = 17,5% — duce la o creștere a vitezei verticale de aglomerare cu 28 — 30%. Deci, mari obținute în cazul utilizării aerului cald îmbogățit cu oxigen în procesul de amorsare. Valorile factorilor care caracterizează dinamica procesului (W_{og}, h) și rezistența mecanică a aglomeratului în partea superioară (F_{-5}), în

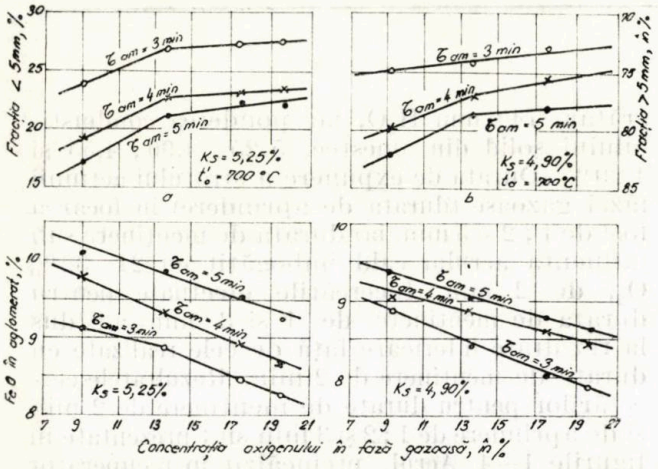


Fig. 3. Influența concentrației oxigenului asupra calității aglomeratului obținut în focar, pentru $K_s = 5{,}25\%$ (*a*) și $K_s = 4{,}90\%$ (*b*)

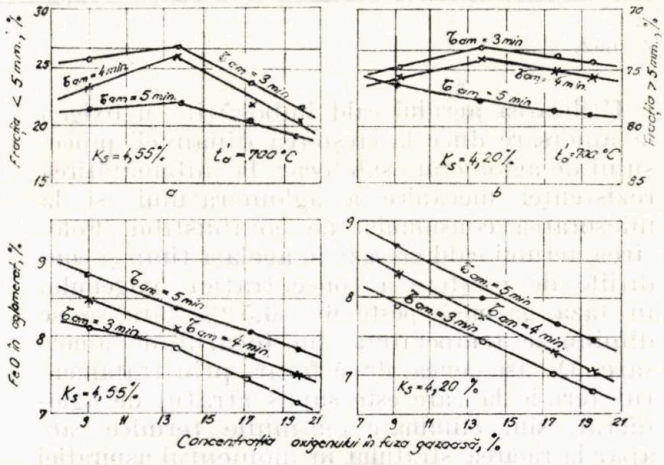


Fig. 4.. Influența concentrației oxigenului asupra calității aglomeratului obținut în focar, pentru $K_s = 4{,}55\%$ (*a*) și $K_s = 4{,}20\%$ (*b*)

în cazul folosirii la amorsare a aerului cald îmbogățit în oxigen, pentru a mări dinamica procesului de aglomerare, este necesar să se reducă durata procesului de amorsare și să se diminueze ponderea combustibilului solid din stratul de amestec pentru aglomerare. Din diagramele prezentate în figurile 1 și 2 se constată o creștere accentuată a vitezei de aglomerare și a înălțimii stratului de aglomerat obținut în focar pentru valori ale concentrației oxigenului din faza gazoasă de peste 13—14%.

Continuarea procesului de sinterizare a stratului de amestec prin menținerea lui — după aprinderea combustibilului solid — timp de 2 min sub influența aerului cald îmbogățit cu oxigen asigură o creștere a rezistenței mecanice și o scădere a conținutului de FeO din aglomerat (fig. 3 și 4), dacă se diminuează ponderea combustibilului solid (K_s) din stratul de amestec. Îmbunătățirea rezistenței mecanice a aglomeratului se asigură prin micșorarea conținutului de silicați de fier datorită creșterii concentrației oxigenului din faza gazoasă și reducerii valorii lui K_s. Această îmbunătățire contribuie la creșterea productivității mașinii de aglomerare.

Față de amorsarea cu aer rece neîmbogățit cu oxigen, la utilizarea în procesul de amorsare a fazei gazoase îmbogățite în oxigen pînă la 19,5—20% (la aprindere) și aer cald îmbogățit cu oxigen pînă la 24—32% (introdus după aprindere) — pentru $K_s = 4{,}55\%$ și $\tau_{am} = = 3$ min — se obține o sporire a dinamicii procesului de aglomerare de 2—3 ori și o scădere a fracției < 5 mm de la 40% la 21,2%, fapt ce demonstrează avantajele condițiile menținerii constante a valorii vitezei benzii mașinii de aglomerare (W_b), a înălțimii stratului de amestec (H), a depresiunii de sub grătar (Δp_d) și a temperaturii aerului (t'_a), pot fi calculate cu ecuațiile modelului matematic ale procesului de amorsare.

Ecuațiile acestui model, în cazul folosirii aerului cald îmbogățit cu oxigen, au forma :

$$W_{ag} = 20{,}05 - 2{,}10\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} - 3{,}20(\tau_{am} - 4) + 2{,}0\frac{C_0 - 14{,}30}{5{,}30} + 0{,}65(\tau_{am} - 4)\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} + 0{,}02\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50}\cdot\frac{C_0 - 14{,}30}{5{,}30} + 0{,}25\,(\tau_{am} - 4)\cdot\frac{C_0 - 14{,}30}{5{,}30}$$

$$h = 76{,}38 - 7{,}13\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} + 6{,}62\,(\tau_{am} - 4) + 7{,}16\frac{C_0 - 14{,}30}{5{,}30} + 1{,}12(\tau_{am} - 4)\cdot\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} + 1{,}14\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50}\cdot\frac{C_0 - 14{,}30}{5{,}30} + 0{,}38\,(\tau_{am} - 4)\frac{C_0 - 14{,}3}{5{,}30}$$

$$\bar{F}_{(-5)} = 23{,}22 - 0{,}55\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} - 2{,}28(\tau_{am} - 4) +$$

$$+ 0{,}90\frac{C_0 - 14{,}30}{5{,}30} - 0{,}75(\tau_{am} - 4)\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} +$$

$$+ 1{,}28\frac{K_s - 4{,}70}{0{,}50} \cdot \frac{C_0 - 14{,}30}{5{,}30} -$$

$$- 0{,}30\,(\tau_{am} - 4)\frac{C_0 - 14{,}30}{5{,}30}$$

Comparînd rezultatele obținute în cazul folosirii la amorsare a aerului cald îmbogățit cu oxigen cu cele obținute din cercetările anterioare și publicate de autor în lucrările [1], [2] și [3], se poate afirma că acest procedeu de amorsare asigură avantaje nete, atît în ceea ce privește dinamica procesului, cît și calitatea aglomeratului obținut.

BIBLIOGRAFIE

[1] Voicu, Gh. *Cercetări privind folosirea aerului cald în procesul de amorsare la aglomerare.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 11,1985, p. 569.

[2] Voicu, Gh. *Cercetări privind influența înălțimii stratului de amestec asupra dinamicii procesului de aglomerare sub focar.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1984, p. 441.

[3] Voicu, Gh. *Cercetări privind folosirea oxigenului în procesul de amorsare la aglomerare.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 10,1984, p. 497.

[4] Voicu, Gh. *Studii și cercetări privind amorsarea procesului de aglomerare a minereurilor de fier.* Teză de doctorat, Institutul politehnic — București, 1981.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 6, 1985

Studierea procesului de amestecare a particulelor în dispozitivul cu pat fluidizat, p. 2 — Utilizarea unor noi reactivi la flotarea cărbunilor bogați în gaze din Kuzbass, p. 4 — Calculul porozității și al căderilor de presiune ale gazului în recipientele cu particule care degajă gaze (referitor la aparatele de prelucrare termică a combustibililor solizi), p. 7 — Verificarea industrială a eficienței procedeului de brichetare parțială a încărcăturii cu lianți, p. 10 — Rezultatele studierii procesului cumulat de pregătire termică a încărcăturii și de stingere a cocsului, p. 14 — Analiza sistemică a sulfatului de amoniu cocsochimic, p. 18 — Interdependența calității și a extracției fracției absorbante la rectificarea gudronului de huilă, p. 26 — Surse de formare și repartizarea sărurilor minerale în apele reziduale p. 30 — Interacțiunea dintre compoziția smoalei și comportarea acesteia la încălzire, p. 33 — Studierea cîmpului de temperatură al ușilor, ramelor și blindajelor camerelor cuptoarelor cu volum mare, p. 34 — Principiile de construcție a activatoarelor magnetice pentru prelucrarea mediilor lichide, p. 67 — Oțeluri rezistente la coroziune pentru fabricarea aparatelor de captare umedă a prafului, p. 41 — Raționalizator uzinal, p. 42 — Metodologia determinării efectivului de personal pentru reparații și de serviciu pentru sectorul electric, p. 45 — Sistem de control al tehnologiei într-o întreprindere cocsochimică, p. 46 — Epurarea apelor industriale, provenite de la ploile torențiale în strat de nisip p. 47 — Noi procedee în industria cocsochimică, p. 49 — Lucrări de cercetare științifică în domeniul cocschimiei, p. 51 — Terminarea construcției instalației pilot pentru fabricarea cocsului brichete, p. 54 — Producția de cocs, p. 56.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 7, 1985

Controlul sever al pregătirilor întreprinderilor pentru funcționarea în perioada de iarnă, p. 2 — Mărunțirea selectivă a încărcăturii cu separarea pneumatică fără o concasare preliminară a componentelor, p. 6 — Influența tratamentului termic al cărbunilor grași și a introducerii adaosurilor de semicocs din cărbune brun asupra produselor de cocsificare, p. 7 — Un nou reactiv de flotație pentru îmbogățirea șlamurilor de cărbune greu de îmbogățit, p. 11 — Analiza fracționată a șlamurilor de cărbune subțiri, p. 12 — Interacțiunea indicatorilor calității cocsului și a elaborării în furnal, p. 15 — Încălzirea camerelor cuptoarelor cu un amestec de gaze de furnal și de cocserie cu căldură de ardere mare, p. 16 — Determinarea porozității cocsului pe un analizor structural automat Epicuant, p. 17 — Cocsificarea încărcăturilor de cărbune cu introducerea în camerele cupoarelor a gazului de cocserie brut, p. 18 — Capacitatea de producție calculată și productivitatea reală a bateriilor de cocsificare, p. 20 — Metode de determinare a rezistenței cocsului în tamburii rotativi, p. 22 — Gauzele și caracterul degradării conveioarelor la transportarea cocsului cald, p. 35 — Asimilarea scruberelor cu așezare planparalelă, p. 40.

Instalații moderne de topire a metalelor prin inducție în vid (II)

(Lucrare de sinteză)

Conf. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice — București

CZ : 669.046.5

Tipuri de instalații de mare capacitate. În stadiul actual, se folosesc instalații de topire prin inducție și de turnare sub vid a lingourilor din oțeluri aliate cu destinație specială (oțeluri rapide, anticorosive și refractare, de rulmenți etc.), precum și a lingourilor din aliaje cu bază de nichel sau cobalt, cu capacități de 1—15 t. Aceste instalații sînt prevăzute cu una sau două camere de tip orizontal sau vertical atît pentru topirea, cît și pentru turnarea lingourilor, cu posibilități de lucru în vid sau în mediu de argon.

În tabelul 1 sînt prezentate caracteristicile tehnice ale unor instalații de mare capacitate, de fabricație Leybold-Heraeus (R.F.G.). În figura 1 se prezintă principiul de lucru al unui cuptor de topire prin inducție, cu o singură cameră verticală cu capac mobil *1*, în care se găsește unitatea de topire prin inducție *2* (creuzetul de topire și inductorul), oala (pîlnia) intermediară *8* și lingotiera *10*, acestea din urmă fiind introduse în camera de vid cu ajutorul căruciorului de translație *11*. Pe capacul mobil al camerei de topire se găsește amplasată instalația de încărcare grobă (încărcătura inițială) *3*, concepută pe principiul unui container *12*, deplasat pe verticală cu ajutorul troliului *13*. Pentru încărcarea succesivă a elementelor de aliere și a diverselor adaosuri (dezoxidanți, desulfuranți, modificatori), în timpul elaborării șarjei, instalația este echipată și cu un dispozitiv de încărcare fină, multicompartimentat *4*. Ambele sisteme de încărcare sînt conectate la instalația de vidare, pentru a se asigura încărcarea cuptorului, fără pierderea vidului în camera de topire. Alimentarea inductorului cu energie electrică se face prin intermediul unor treceri etanșe de la o instalație de forță *6*, alcătuită din generatori statici cu tiristori, avînd frecvența în funcție de capacitatea cuptorului. Camera de topire poate fi izolată de camerele de încărcare, cu ajutorul unor supape electropneumatice sau electromecanice pentru a se preveni pierderea vidului. Instalația este prevăzută, de asemenea, și cu sisteme de măsurare a temperaturii (termocupluri de imersie) și de prelevare a probelor din baia metalică, în timpul funcționării instalației, cu menținerea vidului în instalație. Vidarea camerei de topire și a camerelor de încărcare se face prin utilizarea unor stații de pompare separate, alcătuite din pompe rotative de vid preliminar, pompe booster și de difuzie cu ulei, a căror capacitate de pompare (debit) depinde de volumul camerelor de vidat. Camera de topire este construită în interior din oțel anticorosiv și antimagnetic, cu manta de răcire cu apă.

Durata unei șarje depinde de capacitatea cuptorului, variind între 4 și 12 h. Vidul de lucru variază de la 1 la 10^{-4} mbar, în funcție de faza de lucru și de calitatea aliajului ce se elaborează.

În prezent, s-a realizat un număr mare de tipuri de instalații de topire prin inducție în vid, folosirea acestora fiind dictată de o serie de criterii ca : puritatea aliajului, capacitatea de producție și mărimea lingourilor.

În figura 2 se prezintă schema instalației ISG 150 V9, cu capacitatea de 1,5 t, de fabricație Leybold-Heraeus, prevăzută cu două camere : *a*) camera de topire și *b*) camera lingotierelor, ambele legate la stația de vidare. Camera de topire este de tip vertical și este prevăzută cu un capac mobil. Basculareа unității de topire (creuzetul și inductorul) după elaborarea șarjei se efectuează printr-un sistem electromecanic.

Camera lingotierelor este montată pe un cărucior de translație, cu ajutorul căruia poate fi retrasă din poziția de lucru. În interiorul camerei, lingotierele sînt așezate pe o masă rotativă. Stația de pompare a instalației ISG 150 V9 se compune dintr-o pompă booster cu ulei și patru pompe mecanice de susținere, diverse supape și aparatura de măsură și control. Vidul de lucru realizat cu ajutorul stației de pompare poate atinge 10^{-2}—10^{-3} mbar.

Instalația ISG 150 V9 este destinată, în principal, producerii de oțeluri aliate și superaliaje pe bază de nichel și cobalt de înaltă puritate. Ea poate fi utilizată, de asemenea, și la elaborarea aliajelor extrapure de cupru.

În figura 3 este prezentată instalația ISG 500 V3 Leybold Heraeus de 4 t, cu largi aplicații în obținerea de oțeluri anticorosive și refractare, precum și superaliaje de nichel și cobalt în industria aeronautică, tehnica nucleară și în industria de utilaj chimic. Camera de topire și camera lingotierelor sînt legate printr-un tunel orizontal, care se poate închide cu ajutorul unei valve (ecluză). În camera lingotierelor se găsesc două mese rotative — una destinată pentru susținerea lingotierelor pentru

Caracteristicile tehnice ale unor instalații de topire prin inducție de mare capacitate, produse de firma Leybold-Heraeus [3], [14] *Tabelul 1*

Caracteristica	Unitate de măsură	Tipul instalației						
		IS 150	ISG 150 V9	ISG 500 V2	ISG 500V3	ISG 700 V11	ISG 1400 V6	ISG 1900 V5
— Capacitatea creuzetului, max.	t	1	1,5	3,5	4	6,0	6,0(12,0)	15
— Volumul camerei de topire	m^3		30	55	56	130	195	350
— Volumul camerei lingotierelor	m^3		5	—	41	60	70	150
— Înălțimea lingotierei, inclusiv pilnia de turnare, max.	m		1,5	2,1	2,8	4,3	4,6	
— Date asupra vidului realizat în instalație:								
— vid de lucru	mbar	0,5—1	10^{-2}—10^{-3}	10^{-2}—10^{-3}	$\leqslant 1\times10^{-3}$	10^{-2}—10^{-3}	10^{-2}—10^{-3}	10^{-2}—10^{-3}
— viteza de scurgere	mbar. l/s	$\leqslant 1$	<1	$<1\times10^{-1}$	$\leqslant 1\times10^{-1}$	<1	<1	5×10^{-1}
— capacitatea de evacuare la 10^{-2} mbar	l/s	3 300 m^3/h	8000	8 000	32 000	32 000	48 000	
— Energie electrică:								
— sursa de alimentare	V/Hz		3×380/50	3×380/50	3×380/50	3×415/50	3×440/50	
— puterea instalată	kVA	750	880	1 500	1600	3 200	2 700(4 900)	4 400
— puterea MF	kW	530	560	1 060	1 200	2 400	1 800(3 600)	3 000
— tensiunea MF	V	600	425	600	550		550	550
— frecvența MF	Hz	500	500	500	500		150	60
— Apa de răcire:								
— debit instalație/generator	l/min	19 m^3/h	600/150	800/250	60 m^3/h	1 600/550	1 600/490(660)	200 m^3/h
— presiune	bar		4—6	4—6	4—6	4—6	4—6	4—6
— temperatura la intrare în instalație, max.	°C		35	35	35	35	35	35
— Dimensiunile de gabarit ale instalației, inclusiv instalația de forță:								
— lungimea	m	13	11,0	11,0		30,0	25,0	26,5
— lățimea	m	9	8,5	7,5		20,0	14,0	24,5
— înălțimea la calea de rulare a macaralei	m	6,9	7,6	6,3		11,0	7,0	
— adîncimea gropii	m		1,3	2,5		3,0	5,4	
— Durata de topire	h	3—5			6—8			10—12

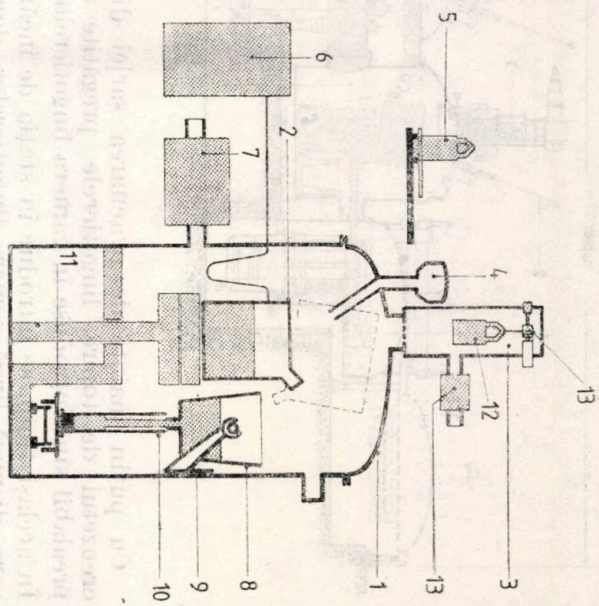


Fig. 1. Schema de principiu a unei instalații de topire prin inducție și de turnare a lingourilor în vid, de mare capacitate [16]: *1* — cameră de topire cu capac mobil; *2* — unitate de topire (creuzet și inductor); *3* — cameră de încărcare grobă; *4* — dispozitiv de încărcare fină; *5* și *12* — conteiner; *6* — instalație MF (convertizor static); *7* — stația de pompare; *8* — oala (pilnia) intermediară; *9* — dispozitiv hidraulic de deplasare a oalei; *10* — lingotieră; *11* — cărucior de translație; *13* — stația de vidare a camerelor de încărcare

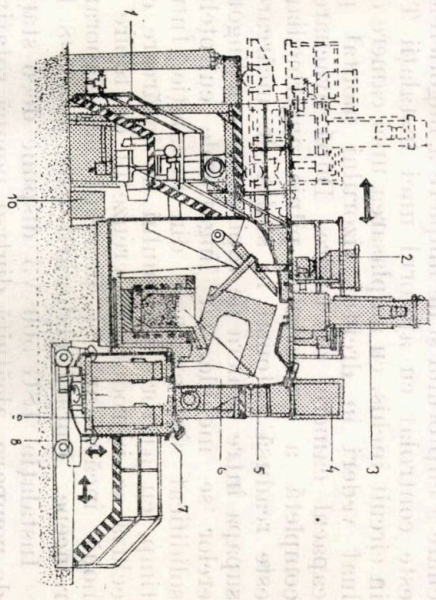


Fig. 2. Instalația de topire prin inducție în vid, ISG 150V9, Leybold-Heraeus de 1,5 t [8]: *1* — stație de pompare; *2* — dispozitiv de încărcare fină; *3* — instalație de încărcare grobă; *4* — panou de comandă; *5* — unitate de topire inductivă; *6* — cameră de topire; *7* — camera lingotierelor; *8* — cărucior de translație; *9* — masă rotativă; *10* — dispozitiv hidraulic

bare, iar cealaltă, pentru obținerea de electrozi consumabili, folosiți pentru retopire.

Instalația este prevăzută cu un agitator electromagnetic trifazat de 50 Hz, utilizat pentru brasajul băii metalice după topire. Folosirea agitatorului este indicată în special în cazul adaosului de elemente de aliere cu densitate mică, cînd se impune o omogenizare avansată a băii metalice.

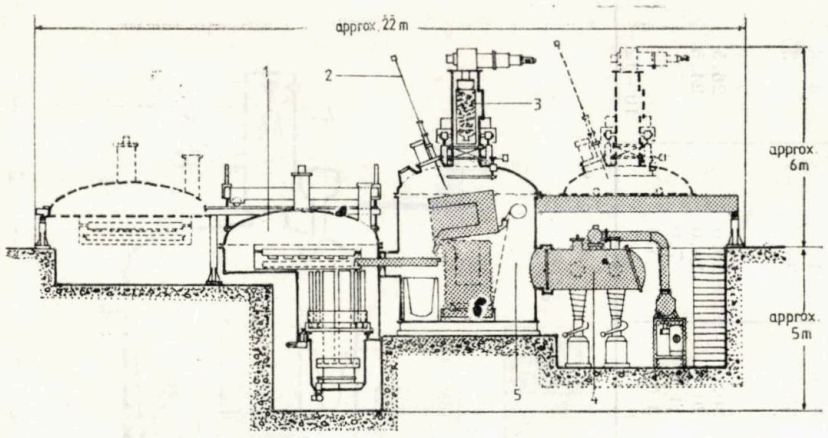


Fig. 3. Instalația de topire prin inducție în vid ISG 500 V3 Leybold-Heraeus de 4 t [10]; *1* — camera lingotierelor; *2* — spărgător de zgură; *3* — cameră de încărcare; *4* — sistem de vidare; *5* — cameră de topire

Cu puțin înainte de evacuarea șarjei din creuzetul de topire, lingotierele pregătite în prealabil sînt introduse în camera lingotierelor. În același timp, se introduc în stația de încărcare, dispusă lîngă camera lingotierelor, două pîlnii intermediare, preîncălzite la 1 000°C, ce se poziționează sub două dispozitive de încălzire rezistive, care asigură menținerea temperaturii pîlniilor. În momentul în care se egalizează presiunea între camera de topire și cea a lingotierelor, una din pîlnii se deplasează automat prin tunelul de legătură în camera de topire în poziția de turnare. Procesul de evacuare a cuptorului și de umplere a lingotierelor este controlat cu ajutorul unei instalații TV în circuit închis, cu amplasarea unei camere de luat vederi în dreptul vizorului montat pe capacul camerei de topire. După evacuarea completă a creuzetului, pîlnia intermediară este readusă automat în stația de încărcare, supapa între camera de topire și cea a lingotierelor se închide, iar lingotierele cu oțelul solidificat sînt evacuate din instalație. Între timp, cu ajutorul sistemului de încărcare cu ecluză se introduce în creuzetul de topire o nouă încărcătură și procesul de elaborare reîncepe. Durata elaborării este de 6—8 h.

Instalația ISG 500 V3 dispune de o stație de pompare, alcătuită dintr-o pompă rotativă cu piston DK 200, patru pompe de ejecție cu ulei (booster) OB 8000, două pompe Roots (RA 7001 și RA 3001 S) și două pompe trochoide TR 630 (fig. 4), care permite realizarea unui vid de lucru de 10^{-3} m bar în camera de topire.

Firma Leybold-Heraeus a realizat și instalații cu cameră de topire orizontală. O astfel de instalație (ISG 700 V 11) este prezentată în figura 5. Instalația este prevăzută cu o singură cameră de lucru, incluzînd atît unitatea de topire, cît și lingotierele.

În figura 6 se prezintă o secțiune prin instalația cu capacitatea cea mai mare, realizată pînă în prezent de firma Leybold-Heraeus, respectiv instalația ISG 1900 V5, cu capacitatea de 15 t, concepută cu o cameră de lucru unică de topire și turnare de tip vertical. În figura 7 se observă proiecția în plan a aceleiași instalații. Instalația dispune de o stație de pregătire a lingotierelor *5*, în care se face montarea lingotierelor

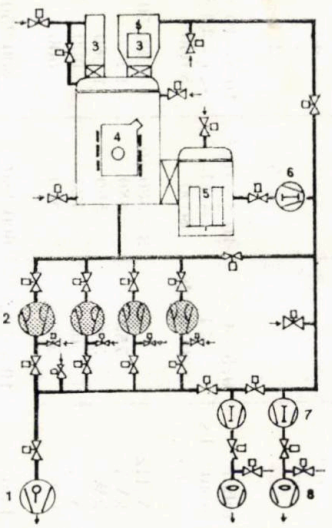


Fig. 4. Schema-bloc a sistemului de pompare a instalației ISG 500 V3 [10]: *1* — pompă rotativă cu piston DK 200; *2* — pompă de ejecție cu ulei (booster) OB 8000; *3* — dispozitiv de încărcare; *4* — camera de topire; *5* — camera lingotierelor; *6* — pompă Roots RA 7001; *7* — pompă Roots 3001 S; *8* — pompă trochoidă TR 630

de căruciorul de translație, cu care apoi acestea se introduc în camera lingotierelor *4* pentru vidare. La sfîrșitul elaborării șarjei, căruciorul de translație cu lingotiere este transportat în camera de topire-turnare, unde are loc turnarea lingourilor. După solidificarea aliajului în lingotiere, căruciorul se deplasează în sens invers în stația de pregătire, trecînd în prealabil prin camera lingotierelor *4*. Camerele de lucru puse în legătură cu stația de pompare *2*, sînt despărțite între ele prin uși glisante, cu închidere etanșă *8*. Pentru alimentarea cu energie electrică a instalației se folosește sistemul de generatori statici *7*, cu o putere instalată de 3 000 kW.

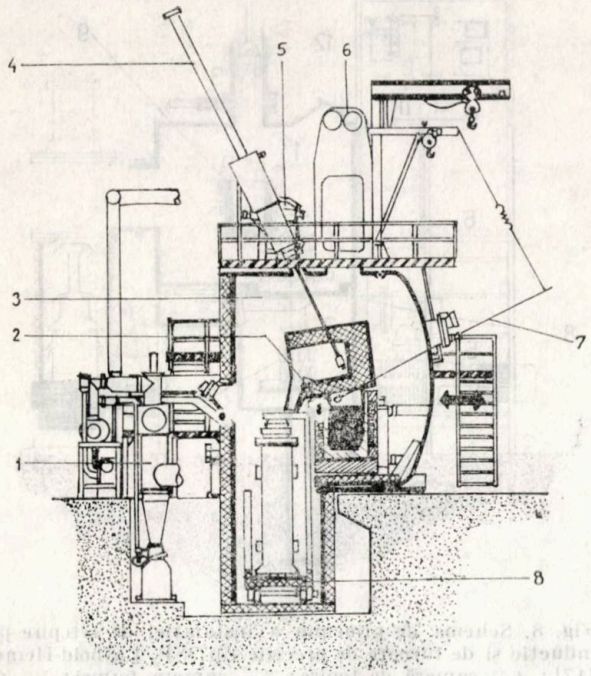


Fig. 5. Instalația de topire prin inducție în vid ISG 700 V11, Leybold-Heraeus, cu cameră de topire orizontală, cu capacitatea de 6 t [11] : *1* — sistemul de pompare ; *2* — unitatea de topire ; *3* — camera de topire și a lingotierelor ; *4* — dispozitiv de măsurare a temperaturii ; *5* — dispozitiv de încărcare fină ; *6* — dispozitiv de încărcare grobă ; *7* — spărgător de zgură ; *8* — cărucior de translație

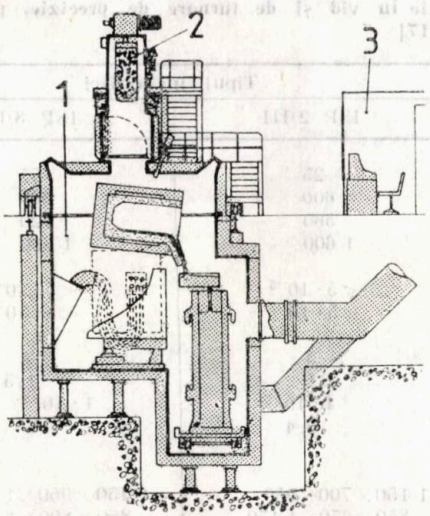


Fig. 6. Secțiune prin instalația ISG 1 900 V5, Leybold-Heraeus, de 15 t [13] : *1* — cameră de topire și turnare ; *2* — cameră de încărcare ; *3* — cabină de comandă

În general, faza de topire este urmată de o fază de rafinare a băii metalice, în care au loc degazarea și omogenizarea acesteia la o presiune de lucru de $10^{-2} - 10^{-3}$ mbar. Sistemul de pompare al instalației ISG 1900 V5 constă din trei subsisteme :

— 4 pompe mecanice rotative de vid preliminar, legate în paralel, cu un debit de 2 000 m^3/h, pentru evacuarea camerei de încărcare ;

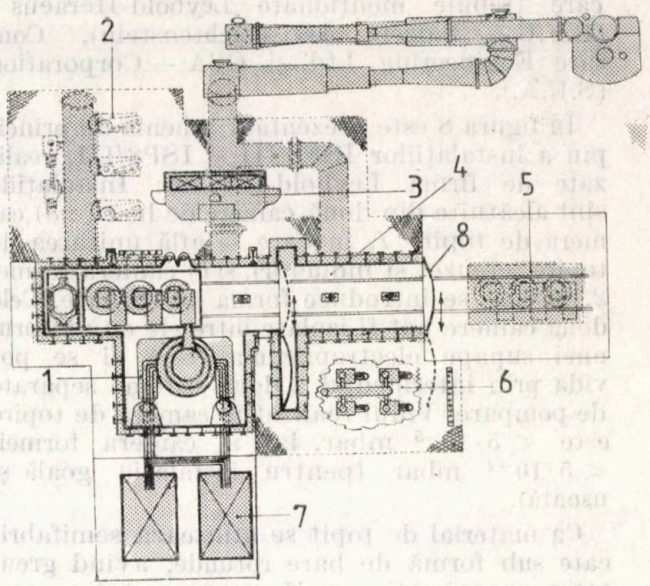


Fig. 7. Vedere în plan a instalației ISG 1 900 V5 [13] : *1* — cameră de topire și turnare ; *2* — sistem de vidare ; *3* — cabină de comandă ; *4* — camera lingotierelor ; *5* — stație de pregătire a lingotierelor ; *6* — stație de vidare a camerei de încărcare ; *7* — instalația MF ; *8* — ușă cu închidere etanșă.

— o pompă de ejecție cu abur cu 6 trepte, cu 2 trepte adiționale (capacitate de pompare : 4 kg/h aer uscat la 10^{-2} mbar), care se conectează între camera de topire și cea a lingotierelor ;

— 3 pompe de ejecție cu ulei (booster) legate în paralel cu 2 pompe mecanice de vid preliminar, pentru menținerea presiunii de lucru în camera de topire-turnare, în timp ce camera lingotierelor este vidată cu ajutorul pompelor de ejecție cu abur (capacitate de pompare : 24 000 l/s). În faza de rafinare, măsurarea temperaturii, prelevarea de probe din baia metalică și operațiile de corecție a compoziției chimice a aliajului se efectuează prin camera de încărcare a cuptorului. Instalația este prevăzută și cu un sistem de măsurare continuă a temperaturii băii metalice cu pirometru de radiație totală.

Instalația de retopire și turnare de precizie în vid. Acest tip de instalație este destinat producției de piese turnate de mare precizie din oțeluri anticorosive și refractare, precum și din superaliaje pe bază de nichel și cobalt, în special pentru industria aeronautică (de exemplu palete de turbină) și pentru mecanica fină. Practic, o astfel de instalație este folosită pentru retopirea unor bare de aliaj cu compoziția sensibil egală cu aceea a piesei turnate și obținerea pieselor turnate, utilizînd procedee de turnare de precizie (turnarea cu modele ușor fuzibile sau turnarea în forme ceramice — Shaw).

În prezent, există în lume puține firme consacrate pentru producerea unor astfel de instalații, cu performanțe tehnice deosebite, dintre

care trebuie menționate Leybold-Heraeus (R.F.G.), Balzers AG (Lichtenstein), Consarc Engineering Ltd. și GCA — Corporation (S.U.A.).

În figura 8 este prezentată schema de principiu a instalațiilor ISP2/III și ISP8/III, realizate de firma Leybold-Heraeus. Instalațiile sînt alcătuite din două camere de lucru : *a*) camera de topire *1*, în care se află unitatea de topire (creuzet și inductor), și *b*) camera formei *2*, în care se introduce forma de turnare. Cele două camere pot fi izolate între ele cu ajutorul unei supape electropneumatice *8* și se pot vida prin intermediul a două sisteme separate de pompare. Vidul realizat în camera de topire este $< 5 \cdot 10^{-5}$ mbar, iar în camera formei, $< 5 \cdot 10^{-2}$ mbar (pentru instalația goală și uscată).

Ca material de topit se utilizează semifabricate sub formă de bare rotunde, avînd greutatea aproximativ egală cu capacitatea cuptorului (25, respectiv 75 kg), obținute prin topire și turnare în cuptoare de inducție în vid și eventual forjate și decojite prin strunjire. Barele se încarcă în creuzetul de topire al instalației ISP, prin intermediul dispozitivului de încărcare cu ecluză *3*, pentru a evita pierderea vidului în instalație. Pe perioada topirii barei,

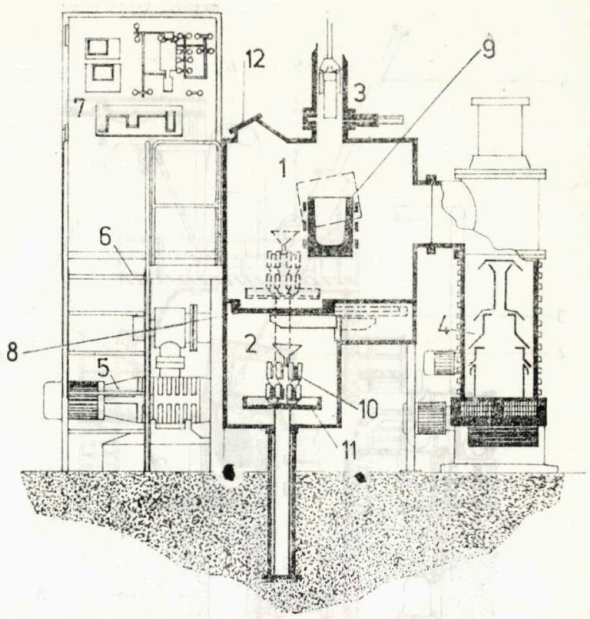


Fig. 8. Schema de principiu a instalației de retopire prin inducție și de turnare de precizie tip ISP, Leybold-Heraeus [17] : *1* — cameră de topire ; *2* — camera formei ; *3* — dispozitiv de încărcare cu ecluză ; *4* — pompă de difuzie ; *5* — pompă Roots ; *6* — platformă de lucru ; *7* — dulap de comandă ; *8* — supapă electropneumatică ; *9* — creuzet de topire ; *10* — formă de turnare (ciorchine) ; *11* — masă deplasabilă pe verticală ; *12* — vizor

Tabelul 2

Principalele caracteristici tehnice ale instalațiilor de retopire prin inducție în vid și de turnare de precizie, produse de firma Leybold-Heraeus [17]

Caracteristica	Unitatea de măsură	Tipul instalației	
		ISP 2/III	ISP 8/III
Greutatea șarjei	kg	25	75
Înălțimea formei de turnare, max.	mm	600	660
Diametrul formei de turnare, max.	mm	560	720
Temperatura de lucru, max.	°C	1 600	1 600
Vidul de lucru :			
— camera de topire	mbar	$<5 \cdot 10^{-5}$	$<5 \cdot 10^{-5}$
— camera formei	mbar	$<5 \cdot 10^{-2}$	$<5 \cdot 10^{-2}$
Timpul de vidare :			
— camera de topire (la 10^{-4} mbar)	min	5	8
— camera formei (la $5 \cdot 10^{-2}$ mbar)	min	1	1,5
Viteza de scurgere	mbar.	$1 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^{-3}$
Timpul de turnare, minim	l/s	0,4	1
Dimensiunile camerelor de lucru (lungime × lățime × × înălțime) :			
— camera de topire	mm	1 150 × 700 × 950	1 450 × 950 × 1 150
— camera formei	mm	850 × 650 × 1 170	850 × 800 × 1 200
Energia electrică :			
— puterea MF	kW	100	150
— tensiunea MF	V	400	400
— frecvența	kHz	2—4	2—4
— puterea instalată cu/fără MF	kVA	175/35	175/35
— sursa de alimentare	V/Hz	3 × 380 × 50	3 × 380/50
Apa de răcire :			
— temperatura de intrare la pompa de difuzie, max.	°C	25	25
— temperatura de intrare la restul instalației	°C	35	35
— presiune	bar	2,5—3,5	2,5—3,5
Aer comprimat, presiunea	bar	5—7	5—7
Dimensiunile de gabarit ale instalației (lungime × lățime × × înălțime)	mm	6 200 × 2 500 × 5 400	6 400 × 2 600 × 5 600
Greutatea, inclusiv instalația de forță	t	12	13

cele două camere sînt izolate prin închiderea supapei electropneumatice *8*. Forma de turnare (ciorchinele), încălzită în prealabil într-un cuptor electric cu rezistență, se introduce în camera formei printr-o ușă frontală cu închidere etanșă, unde se videază, menținîndu-se presiunea la circa 10^{-2} mbar. După topirea barei în creuzetul de topire *9*, supapa electropneumatică se deschide; are loc egalizarea presiunilor în cele două camere și forma se ridică în camera de topire, cu o masă de ridicare, cu acționare hidraulică *11*, în poziția de turnare. La finele cursei de ridicare a formei, creuzetul se basculează prin comandă de la exteriorul instalației și are loc umplerea formei. În continuare, forma turnată se retrage în camera formei, de unde se extrage apoi și se reîncepe un nou ciclu de turnare. Durata unui ciclu este de 2—3 min, ceea ce face ca instalația să aibă o productivitate foarte ridicată.

Instalația este echipată cu dispozitive pentru măsurarea temperaturii băii metalice (termocuplu de imersie Pt—PtRh) și pentru prelevare de probe, fără pierderea vidului în instalație.

Instalațiile de acest gen sînt concepute atît pentru solidificarea echiaxială, cît și pentru solidificarea unidirecțională a pieselor turnate.

Pentru vidarea instalației se folosesc două stații separate de pompare, una pentru vidarea camerei de topire, alcătuită din pompă rotativă cu piston (150 m^3/h), pompă Roots (500 m^3/h) și pompă de difuzie cu ulei (12 000 l/s), iar alta pentru evacuarea camerei formei, compusă din pompe rotative (2 × 250 m^3/h) și pompă Roots (2 000 — 3 000 m^3/h).

Folosirea instalațiilor de retopire prin inducție în vid de tip ISP prezintă avantaje remarcabile în privința productivității și a obținerii de piese turnate de precizie ridicată, puritate înaltă și caracteristici mecanice deosebite, cu largă solicitare în subramurile de vîrf ale industriei constructoare de mașini.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kirkaldy, J. S. *Aspects of Ferrous Metallurgy.* Cap. VI. Vacuum Processing. University of Toronto Press, Canada, 1964.

[2] Marin, Gh. *Tehnica vidului și aplicațiile ei în industrie.* București, Editura tehnică, 1983.

[3] Messing, Th. *Modern Vacuum Plants for Metallurgical Treatment of Steels.* În: Steel Times, S.U.A. nr. 11, 1972.

[4] Pietsch, W. *Vakuum Verfahrenstechnik in der Metallurgie.* În: Fachberichte Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung, R.F.G., 19, Heft 10, 1081, p. 808 — 817.

[5] Tripșa, I., și Pumnea, C. *Dezoxidarea oțelurilor.* București, Editura tehnică, 1981.

[6] Tripșa, I. și Pumnea, C. *Retopirea și rafinarea oțelurilor.* București, Editura tehnică, 1984.

[7] * * * *Consarc Engineering Ltd.* Bellshill, Scotland 1981, (prospect).

[8] * * * *ISG 150 V9. Vacuum-Induction Melting and Casting Plant.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1983, (prospect).

[9] * * * *ISG 500 V2. Vacuum-Induction Melting and Casting Plant.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.G.F., 1983 (prospect.)

[10] * * * *ISG 500 V3 4 t. Vacuum-Induction Melting and Casting Plant.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G. 1984, (prospect).

[11] * * * *ISG 700 V11. Vacuum-Induction Melting and Casting Plant.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1983 (prospect).

[12] * * * *ISG 1400 V6. Vacuum—Induction Melting and Casting Plant.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1983, (prospect).

[13] * * * *ISG 1900 V5. 15 t — Vacuum Induction Melting and Casting System.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1984 (prospect).

[14] * * * *IS 150 Vacuum—Induction Melting Furnace.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1984, (prospect).

[15] * * * *Vacuum Components 1983—1985.* Balzers AG. Lichtenstein 1983, (prospect).

[16] * * * *Vacuum—Induction Furnaces for Melting and Casting of Metals.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1982, (prospect).

[17] * * * *Vakuum-Induktions-Schmelz-und Feingussanlagen ISP 2/III — ISP 8III.* Leybold-Heraeus, Hanau, R.F.G., 1982, (prospect).

Influența condițiilor de presare și sinterizare asupra calității aliajelor grele de tip wolfram-nichel-fier

Ing. Maria-Antoaneta Drossu, chim. P. Roman și fiz. Paula Miron
I.C.P.E. — București

CZ : 622.785 :669.018

Aliajele conținînd peste 85 % W plus nichel și cupru sau nichel și fier, în anumite proporții, sînt cunoscute sub numele de *aliaje grele*, datorită densității lor foarte mari, putînd atinge, în anumite condiții, 18 g/cm³. Rezistența satisfăcătoare și posibilitățile de prelucrare prin procedee convenționale, asociate densității remarcabile, au făcut din aliajele grele o clasă interesantă de materiale, cu multiple utilizări în tehnica modernă.

Și din punct de vedere științific, aliajele grele prezintă interes.

Spre deosebire de sinterizarea comprimatelor din wolfram pur, care, chiar la temperaturi foarte înalte, apropiate celei de topire a wolframului, nu determină decît obținerea unor corpuri încă poroase și relativ fragile, prin sinterizarea comprimatelor conținînd peste 85 % W plus nichel și cupru sau nichel și fier, în anumite proporții, la temperaturi mai mici decît jumătate din temperatura de topire a wolframului, se obțin corpuri foarte compacte și rezistente, fără nici o comprimare ulterioară. Sinterizarea acestora este însoțită de o contracție foarte puternică — putînd atinge (uneori chiar depăși) 20 %, contracție liniară, care determină, în condiții optime, obținerea unei structuri foarte compacte, aproape lipsite de pori, respectiv a unei densități apropiate valorii teoretice (în condiții optime, chiar egale). Structura lor constă în particule relativ uniforme și rotunjite (sferoidizate) de wolfram, înglobate într-o matrice (liant) de aliaj wolfram-nichel--cupru sau wolfram-nichel-fier.

Formarea aliajelor grele constituie unul din cazurile tipice de sinterizare în prezența unei faze lichide, în care solubilitatea parțială a unui component în altul favorizează compactizarea deplină prin mecanismul dizolvării — reprecipitării.

Aliajele grele de tip wolfram-nichel-fier cu 85—94 % W plus nichel și fier în raport 7/3 au fost descrise pentru prima oară de E.C. Green, D. J. Jones și W. R. Pitkin. Interesul față de ele l-au trezit proprietățile mecanice ameliorate, față de aliajele grele de tip wolfram-nichel-cupru, și, în special, o tenacitate mai bună (prin evitarea formării fazei η — WNi_4 — fragile, datorită prezenței fierului), lucru avantajos pentru anumite utilizări.

Desfășurarea lucrărilor

Avînd în vedere anumite utilizări în care prezența liantului nichel-fier ar putea fi mai favorabilă decît a liantului nichel-cupru, în anul 1981 au fost demarate în cadrul I.C.P.E. cercetări în domeniul aliajelor grele de tip wolfram-nichel-fier. (Cercetările în domeniul aliajelor grele de tip wolfram-nichel-cupru, demarate în anul 1976, au fost finalizate cu loturi de produse omologate, pentru diferite utilizări în domeniul electrotehnic.).

Cercetările prezentei expuneri au avut drept scop analiza influenței condițiilor de presare și sinterizare, precum și a volumului fazei liant asupra formării și calității aliajului.

În acest scop, au fost adoptate două compoziții de aliaj wolfram-nichel-fier, C_1 și C_2, cu proporție diferită între wolfram ($\%W_{C_1} < \%W_{C_2}$) și liant (respectiv nichel și fier), dar cu aceeași proporție între nichel și fier. Studierea condițiilor de presare s-a făcut pe compoziția C_1, pentru care au fost adoptate nouă presiuni de comprimare : 1 ; 1,5 ; 2—5 tf/cm². Temperaturile de sinterizare pentru compoziția C_1 au fost T_1, T_2, T_3 ($T_1 < T_2 < T_3$), superioare curbei lichidus a sistemului nichel-fier, avîndu-se în vedere necesitatea prezenței fazei lichide.

Pentru compoziția C_2, cu proporție mai mare de wolfram (conținut mai mic de liant), intervalul temperaturilor de sinterizare a fost lărgit, pe de o parte, pentru a avea o imagine mai completă a procesului de sinterizare, pe de altă parte, pentru a vedea dacă diminuarea volumului fazei lichide nu trebuie compensată de o fluiditate mai mare a acesteia, respectiv o temperatură mai mare ; astfel, au fost adoptate patru temperaturi de sinterizare, T'_1, T'_2, T'_3, T'_4 ($T'_1 < T'_2 < T'_3 < T'_4$), dintre care temperatura T'_1 inferioară curbei lichidus a sistemului nichel-fier, iar temperatura T'_4 superioară temperaturii T_3 adoptate pentru compoziția C_1.

Practic, experimentările au decurs astfel :

— Pulberile de wolfram, nichel și fier, dozate conform compozițiilor adoptate, omogenizate mecanic după amestecări prealabile succesive, au fost comprimate în probe de circa 7 g, în matrițe de ∅ 10 mm, la presiuni de 1 ; 1,5 ; 2—5 tf/cm².

Pornind de la premisa că formarea aliajelor grele este datorată solubilizării wolframului de

către aliajul nichel-fier, respectiv o granulație cît mai fină a wolframului este favorabilă procesului, s-a lucrat cu pulbere de wolfram cu granulație de ~ 1 μm. Amestecul de pulberi omogenizat a fost *granulat*, respectiv adus la o granulație *falsă* mai mare, convenabilă din punct de vedere tehnologic.

— Comprimatele din pulberi au fost sinterizate în hidrogen, la temperaturile adoptate. Durata de menținere, ca și ceilalți parametri ai tratamentului de sinterizare — viteză de încălzire, viteză de răcire, presiune de hidrogen — au fost aceiași pentru toate tratamentele.

— Pe probele sinterizate s-au făcut determinări de densitate (prin cîntărire hidrostatică), controlul acesteia fiind esențial în cazul sinterizării cu fază lichidă și analize microstructurale.

Analiza rezultatelor. Concluzii

În cazul compoziției C_1, pentru toate temperaturile de sinterizare experimentate, s-au obținut densități foarte mari, tinzînd către valoarea teoretică, în unele cazuri chiar atingînd-o (16,95 g/cm³), respectiv grade de compactizare tinzînd către 100%, în unele cazuri chiar atingînd 100 % — așa cum rezultă din datele tabelului 1, în care sînt prezentate rezultatele

Asupra presiunii de comprimare se pot trage următoarele concluzii :

— Presiunea de comprimare influențează asupra densității comprimatului, așa cum rezultă din figura 1, în care este reprezentată

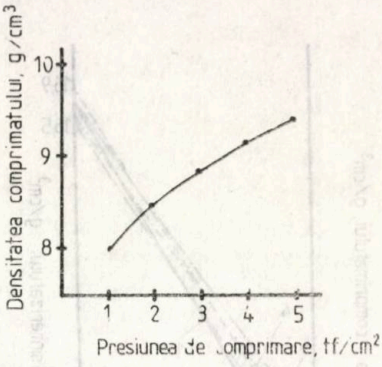


Fig. 1. Creșterea densității comprimatului cu presiunea de comprimare

creșterea densității comprimatului cu presiunea de comprimare (densitatea medie 8,01 g/cm³, pentru presiunea de comprimare de 1 tf/cm², respectiv 9,36 g/cm³, pentru presiunea de comprimare de 5 tf/cm²).

— Deși influențează densitatea comprimatului, presiunea de comprimare nu influențează

Tabelul 1

Rezultatele programului de cercetări

Compoziția	Presiunea de comprimare,	Densit. comprimatului,	Gradul de compactiz. al comprimatului,	T_1		T_2		Contracția		T_3		T_4	
				Densit. sinterizatului,	Gradul de compactiz. al sinteriz.,	Densit. sinterizatului,	Gradul de compactiz. al sinteriz.,	pe diametru,	pe înălțime,	Densit. sinterizatului,	Gradul de compactiz. al sinteriz.,	Densit. sinterizatului,	Gradul de compactiz. al sinteriz.,
	tf/cm²	g/cm³	%ρ_t	g/cm³	%ρ_t	g/cm³	%ρ_t	%	%	g/cm³	%ρ_t	g/cm³	%ρ_t
C_1	1	8,01	47,2	*16,8*	*99,1*	16,8	99,1	23,2	19,6	*16,5*	*97,3*[1]		
	1,5	8,28	48,8	*16,6*	*97,9*	16,7	98,5	21,6	18,9	16,6	97,9		
	2	8,44	49,8	16,6	97,9	*16,5*	*97,3*	21,1	18,1	16,9	99,5		
	2,5	8,59	50,7	16,7	98,5	*16,95*	*100*,5	20,2	17,4	16,8	99,1		
	3	8,77	51,7	16,6	97,9	16,9	99,7	20,0	16,9	16,9	99,5		
	3,5	8,93	52,7	16,8	99,1	16,8	99,1	19,8	16,4	16,8	99,1		
	4	9,15	54,0	16,8	99,1	16,6	97,9	19,2	16,1	16,9	99,5		
	4,5	9,19	54,3	16,6	97,9	16,8	99,1	16,8	15,9	*16,95*	*100*		
	5	9,36	55,2	16,7	98,5	16,8	99,1	18,5	15,6	16,8	99,1		
				T_1'		T_2'				T_3'		T_4'	
C_2	5	9,92	55,1	16,38	91,0	17,49	97,2			17,8	99,1	17,8	99,1

[1] Valorile limită — maxime și minime — de densitate și grad de compactizare

determinărilor — și structuri tipice de sinterizare în prezența unei faze lichide în care sînt active procese de dizolvare — reprecipitare, respectiv particule uniforme, sferoidizate, de wolfram, înglobate într-o matrice-liant de aliaj nichel-fier-wolfram.

densitatea și structura aliajului — fenomen caracteristic, de altfel, sinterizării în prezența unei faze lichide, cu deosebite avantaje practice, ținîndu-se seamă că aplicabilitatea procedeelor metalurgiei pulberilor este limitată la anumite dimensiuni de piese, datorită presiu-

nilor de comprimare mari pe care le implică și, ca urmare, a preselor de mare putere.

În diagrama din figura 2 este reprezentată creșterea densității probelor comprimate la diferite presiuni în urma sinterizării; după cum se vede, indiferent de densitatea comprimatului,

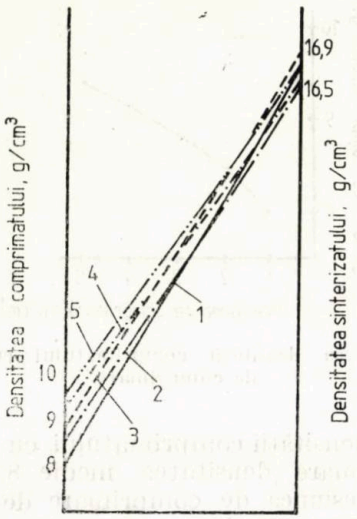


Fig. 2. Creșterea densității probelor comprimate la diferite presiuni, în urma sinterizării: *1* — presiunea de comprimare 1 tf/cm²; *2* — presiunea de comprimare 2 tf/cm²; *3* — presiunea de comprimare 3 tf/cm²; *4* — presiunea de comprimare 4 tf/cm²; *5* — presiunea de comprimare 5 tf/cm²

imprimată de presiuni de comprimare diferite, în urma sinterizării, densitatea tinde către valoarea teoretică — în cazul prezentei compoziții — 16,95 g/cm³ — în unele cazuri chiar atingînd-o, cum rezultă din datele din tabel. În mod corespunzător, gradele de compactizare ale sinterizatului tind către 100% — în unele cazuri atingînd chiar 100%, cum rezultă din datele tabelului — indiferent de gradele de compactizare diferite ale comprimatelor, imprimate de presiunile diferite de comprimare, așa cum este reprezentat în diagrama din figura 3.

— Deși nu influențează asupra densității și structurii aliajului, presiunea de comprimare influențează asupra contracției la sinterizare, constituind, deci, un parametru tehnologic important. Așa cum rezultă din diagrama din figura 4, în care sînt reprezentate contracțiile pe diametru și pe înălțime, presiunilor de comprimare mai mici le corespund contracții mai mari la sinterizare și invers.

După cum se știe, contracțiile mai mari — care compensează, în acest caz, densitățile mai mici ale comprimatelor, imprimate de presiuni de comprimare mai mici — sînt mai greu de controlat și, ca atare, avantajul presiunilor de comprimare mai mici nu poate fi întotdeauna exploatat.

În cazul compoziției C_2, s-au obținut, de asemenea, densificări tinzînd către valoarea teoretică pentru temperaturile de sinterizare T'_2, T'_3, T'_4. Corelîndu-se datele rezultate din măsurările și determinările de densitate cu

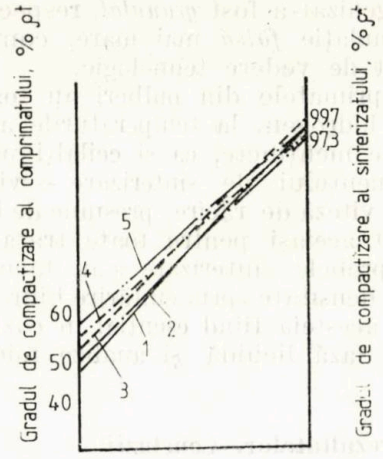


Fig. 3. Creșterea gradului de compactizare al probelor comprimate la diferite presiuni, în urma sinterizării: *1* — presiunea de comprimare 1 tf/cm²; *2* — presiunea de comprimare 2 tf/cm²; *3* — presiunea de comprimare 3 tf/cm²; *4* — presiunea de comprimare 4 tf/cm²; *5* — presiunea de comprimare 5 tf/cm²

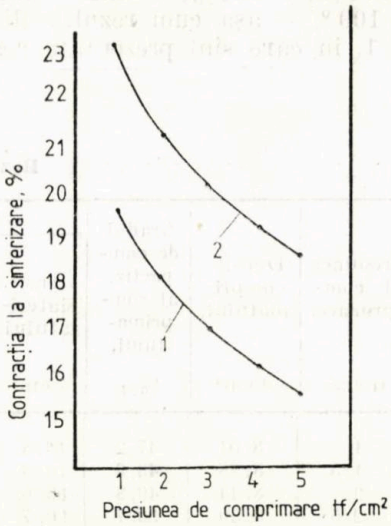


Fig. 4. Variația contracției la sinterizare cu presiunea de comprimare: *1* — contracția pe diametru; *2* — contracția pe înălțime

aspectele microstructurale (fig. 5), se pot trage următoarele concluzii privind influența temperaturii:

— La temperatura de sinterizare T'_1, inferioară curbei lichidus, deși densificarea probelor este evidentă (grad de compactizare 91%), structura lor, încă poroasă — în general pori închiși, sferoidizați, dovedind totuși un grad de sinterizare avansat — nu trădează prezența unei faze lichide. Contracția probelor este neuniformă.

— La temperatura T'_2, superioară curbei lichidus a sistemului nichel-fier, densitatea pro-

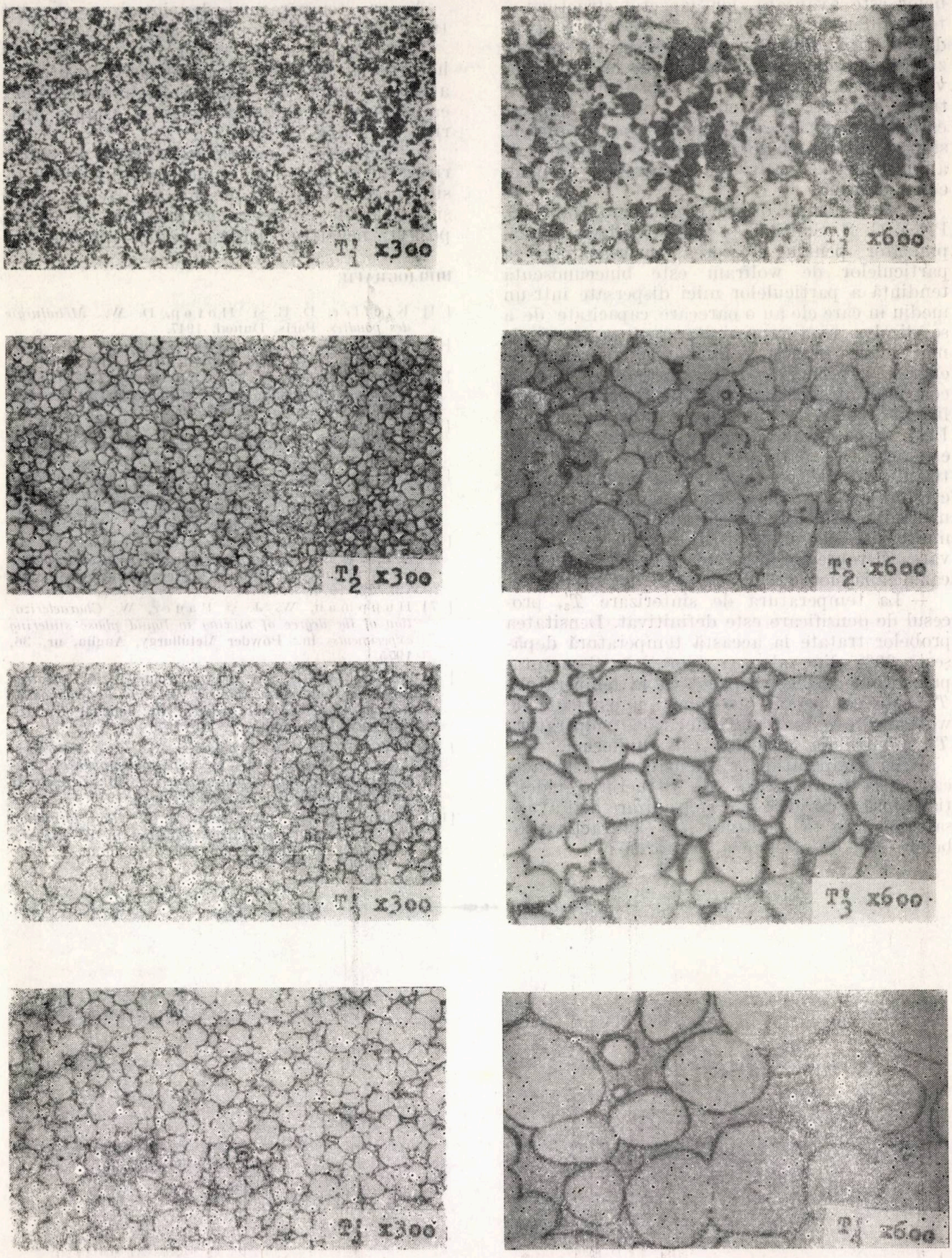


Fig. 5. Microstructurile probelor de compoziție C_2 sinterizate la diferite temperaturi T'_1—T'_4 ($T'_1 < T'_2 < T'_3 < T'_4$)

belor este avansată, iar aspectul structurii — total diferit de cel de la temperatura T_1' — devine tipic aliajelor grele, respectiv sinterizării în prezența unei faze lichide în care intervin procese de dizolvare — reprecipitare : particule distincte de wolfram, relativ uniforme ca mărime, surprinzător de mari față de dimensiunea inițială, înglobate în matricea-liant de aliaj nichel-fier-wolfram. Contracția probelor este uniformă.

— Mecanismul original considerat de G. S. Price, G. S. Smithels și S. V. Williams ca răspunzător pentru creșterea surprinzătoare a particulelor de wolfram este binecunoscuta tendință a particulelor mici dispersate într-un mediu în care ele au o oarecare capacitate de a se dizolva și a reprecipita apoi pe particule mai mari, proces condus de diferența de energie superficială între particulele mari și cele mici, descris mai întîi de Ostwald și confirmat apoi de rezultatele multor cercetători. Deși mecanismul aproape general acceptat este acesta — maturarea Ostwald — există partizani ai teoriei conform căreia mecanismul de creștere prin coalescență este nu numai un mecanism probabil, dar și unul predominant în multe sisteme, chiar și în cele în care dizolvarea și reprecipitarea pot fi active, cum este cazul aliajelor grele.

— La temperatura de sinterizare T_3', procesul de densificare este definitivat. Densitatea probelor tratate la această temperatură depășește 99% din valoarea teoretică. Structura, prezentînd aceleași aspecte ca la temperatura T_2', este compactă, omogenă, cu particule de wolfram ceva mai mari decît la temperatura T_2'. Contracția probelor este uniformă.

— La temperatura T_4', densificarea este aceeași ca la temperatura T_3'. Structura evidențiază însă o creștere și o sferoidizare mai avansate decît la temperatura T_3'. Contracția probelor este, de asemenea, uniformă.

Asupra temperaturii de sinterizare se pot trage următoarele concluzii generale :

— temperatura de sinterizare are un rol hotărîtor în formarea și densificarea (calitatea) aliajelor grele de tip wolfram-nichel-fier; ea trebuie astfel aleasă încît să asigure apariția unei faze lichide;

— depășirea temperaturii optime de sinterizare nu se justifică, ea nedeterminînd o densificare mai avansată ; în schimb, ea accentuează și mai mult creșterea granulației, cu efecte posibil negative asupra multor proprietăți.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kieffer, D. R. și Hotop, D. W. *Métallurgie des poudres.* Paris, Dunod, 1947.

[2] Jones, W. D. *Fundamental principles of powder metallurgy,* New York, Eduard Arnold LTD 1950.

[3] Jones, B. G. și Munnery, P. *Production of tungsten alloy penetration radiation shields.* În : Powder Metallurgy, Anglia, nr. 10, 1967.

[4] Moon, J. R. *Powder metallurgical review 3. Sintering of metal powders.* În : Powder Metallurgy International, R.F.G. vol. 3, 4, 1971.

[5] Votava, E. J. *Verfomungs — und Mikrobruchverhalten von zweiphasigen mit flüssiger Phase gesinterten Wolframverbundwerkstoffen.* În : Planseeberichte für Pulvermetallurgie, Austria, vol. 21, 1973.

[6] Jangg, G., Kieffer, R., Childeric, B. și Ertl, E. *Untersuchungen an Wolfram-Schwermetallen.* În : Planseeberichte für Pulvermetallurgie, Austria, vol. 22, 1974.

[7] Huppman, W. J. și Bauer, W. *Characterization of the degree of mixing in liquid phase sintering experiments.* În : Powder Metallurgy, Anglia, nr. 36, 1975.

[8] Zukas, E. G. și Levinson, L. S. *Matrix motion of low-volume matrix W—NI—Fe composites sintered in a temperature gradient.* În : Journal of materials science, Anglia, nr. 10, 1975.

[9] Zukas, E. G., Rogers, S. Z., Rogers, Pamela și Scott, R. *Spheroid growth by coalescence during liquid phase sintering.* În : Zeitschrift für Metallkunde, R F.G., vol. 67, nr. 9, 1976.

[10] Churn, K. S. și Yoon, D. N. *Pore formation and its effect on mechanical properties in W—Ni—Fe heavy alloy.* În : Powder Metallurgy, Anglia nr. 4, 1979.

Ing. D. Marcea și ing. A. Rădulescu
IPROLAM — București

Domenii de aplicare a roboților industriali la laminoare

CZ: 331.875:621.771

Uzinele moderne de laminoare reprezintă la ora actuală în R. S. România și la scară mondială unități cu nivel de vîrf în domeniul automatizării de procese rapide.

Desigur, gradul înalt de automatizare care în cazul laminoarelor continue este total, în sensul că, odată linia reglată, procesul de laminare se desfășoară fără nici o intervenție din afară, a pus mai întîi problema identificării locurilor unde un ansamblu flexibil de tip robot își are justificarea economică și socială.

Trebuie de asemenea menționat că în industria laminoarelor realizarea de sisteme de manipulare simple sau complexe are o importantă tradiție, determinată de condițiile specifice de lucru, în primul rînd de sarcinile deosebit de mari ce se manipulează (pînă la zeci de tone) și de condițiile de mediu foarte grele (temperaturi ridicate, mediu cu praf și impurități, vapori de apă etc.). Altfel spus, dezvoltarea de manipulatoare și roboți industriali în cadrul metalurgiei prelucrătoare s-a impus ca o necesitate determinată de practica producției și nu ca o măsură impusă din afară, consecință a dezvoltării sistemelor mecanico-cinematice și de comandă automată.

Drept urmare, preocupările în acest domeniu ale Institutului de proiectare tehnologică pentru secții și uzine de laminoare — IPROLAM — București s-au orientat în următoarele trei direcții, care sînt indicate în ordinea priorității lor:

— realizarea de aplicații cu roboți specifici;

— realizarea de utilaje complexe robotizate;

— implementarea roboților industriali în coordonate polare tip RIP 63 și RIP 6,3.

Aspectele vizate prin programul de robotizare adoptat au fost reducerea și eliminarea locurilor de muncă grele, îmbunătățirea condițiilor de securitate a muncii, creșterea productivității, creșterea calității produselor laminate.

Pe măsura abordării și realizării aplicațiilor, s-a urmărit unificarea și tipizarea sistemelor mecanice și a sistemelor de comandă și automatizare utilizate, incluzînd și traductoarele specifice, precum și realizarea unui ansamblu de dispozitive de apucare specifice produselor manipulate în laminoare, avînd în vedere marea varietate de formă și de sarcină a acestora.

Problematica abordată, precum și modalitățile de dezvoltare alese pentru implementarea diverselor categorii de roboți și utilaje robotizate în metalurgia prelucrătoare românească urmează un curs similar cu cel din celelalte țări membre ale C.A.E.R. precum și cu cel mondial, determinat în primul rînd de țări ca Japonia, R.F.G. și S.U.A.

Roboți industriali cu secvență fixă

Roboții industriali cu secvență fixă (manipulatoare complexe) reprezintă domeniul cu cea mai largă aplicabilitate în laminoare.

Tipurile distincte de manipulatoare utilizate în laminoare sînt în număr de 17 pentru laminoarele de benzi la cald, 13 pentru laminoarele de benzi la rece, 19 pentru laminoarele de profile, 9 pentru laminoarele de țevi, 5 pentru trăgătoriile de bare, țevi și sîrmă, 9 pentru secțiile de produse speciale, deci în total 72. Mai bine de jumătate din manipulatoare reprezintă la ora actuală manipulatoare complexe cu 3—5 grade de libertate și ca atare roboți cu secvență fixă.

Se menționează cîteva exemple reprezentative:

a — manipulator cu răsturnător la cajă reversibilă;
b — manipulator pentru alimentarea și evacuarea țaglelor la ferăstraie;
c — dispozitive de legare colaci, pachete de bare și țevi;
d — mașină de încărcat/descărcat cuptoare cu vatră rotativă;
e — manipulator de dozare a țaglelor rotunde;
f — manipulator de deservire a preselor de refulare, perforare, găurire;
g — mașină de șarjat la cuptoarele de topire;
h — manipulatoare cu ventuze pentru table neferoase și inoxidabile.

O primă etapă de implementare a roboților cu secvență fixă a constat în reproiectarea părții mecanice și transformarea ansamblului de utilaje mecanice de manipulare într-unul singur, complex, compatibil cu noțiunea de robot. Această etapă a avut în vedere și uniformizarea și tipizarea diverselor tipuri de manipulatoare, în funcție de operațiile executate, sarcina de manipulat și sistemul de apucare.

Din punct de vedere al operațiilor executate, s-au conturat trei familii mari: roboți de împin-

gere—răsturnare (*a*), roboți de preluare/depunere (*d*, *c*, *f*) și roboți de deservire (*b*, *c*, *f*).

Sarcinile manipulate au fost grupate în: grupa *I* — pînă la 100 kg; a *II*-a—100—500 kg; a *III*-a — 500 kg —2t; a *IV*-a peste 2 t.

Sistemele de apucare utilizate sînt de tipul clește hidraulic sau pneumatic, gheară (de agățare-împingere-răsturnare), electromagnet și ventuză vacuumetrică.

O a doua etapă de implementare aflată în curs o reprezintă acțiunea de modernizare și tipizare a sistemului de acționare, automatizare și comandă a roboților cu secvență fixă.

Inițial acestea au fost realizate cu elemente convenționale (contactoare-relee), iar în perioada relativ recentă, cu sisteme logice discrete (de tip USILOG).

În prezent activitatea se desfășoară în sensul structurării diverselor tipuri de roboți cu secvență fixă pe sistemele de logică programabilă AP-micro, AP-mini și AP—101, în funcție de complexitatea aplicației, precum și de necesitatea grupării din punct de vedere tehnologic a mai multor roboți pe un sistem de automatizare și comandă comun.

Destinația unui astfel de robot la încărcare este aceea de a prelua calupuri de lingou sau țaglă rotundă, a le transporta și a le depune după un anumit program pe vatra unui cuptor cu vatră rotativă (număr maxim de rînduri 4, ordinea de depunere: 4, 3, 2, 1). Programul se stabilește în funcție de dimensiunile calupurilor manipulate și de calitatea oțelului.

Întrucît caracteristicile tehnice de bază sînt incluse în figură, se va descrie pe scurt funcționarea robotului. Succesiunea operațiilor la încărcare, luînd drept situație inițială poziția retras înapoi, brațul ridicat, clește deschis — este următoarea: *1* — coborîre braț; *2* — strîngere clește; *3* — ridicare braț; *4* — deplasare înainte cu frînare și oprire la punct fix; *5* — coborîre braț; *6* — deschidere clește; *7* — ridicare braț; *8* — revenire în poziția inițială. La descărcare, succesiunea este *4—5—2—3—8—5—6—7*.

Trebuie menționat că operațiile necesită un grad de precizie ridicat atît la preluare, cît și la depunerea calupurilor pentru evitarea dezaxării sau răsturnării acestuia în cuptor sau pe transportorul de evacuare. Din acest motiv, în

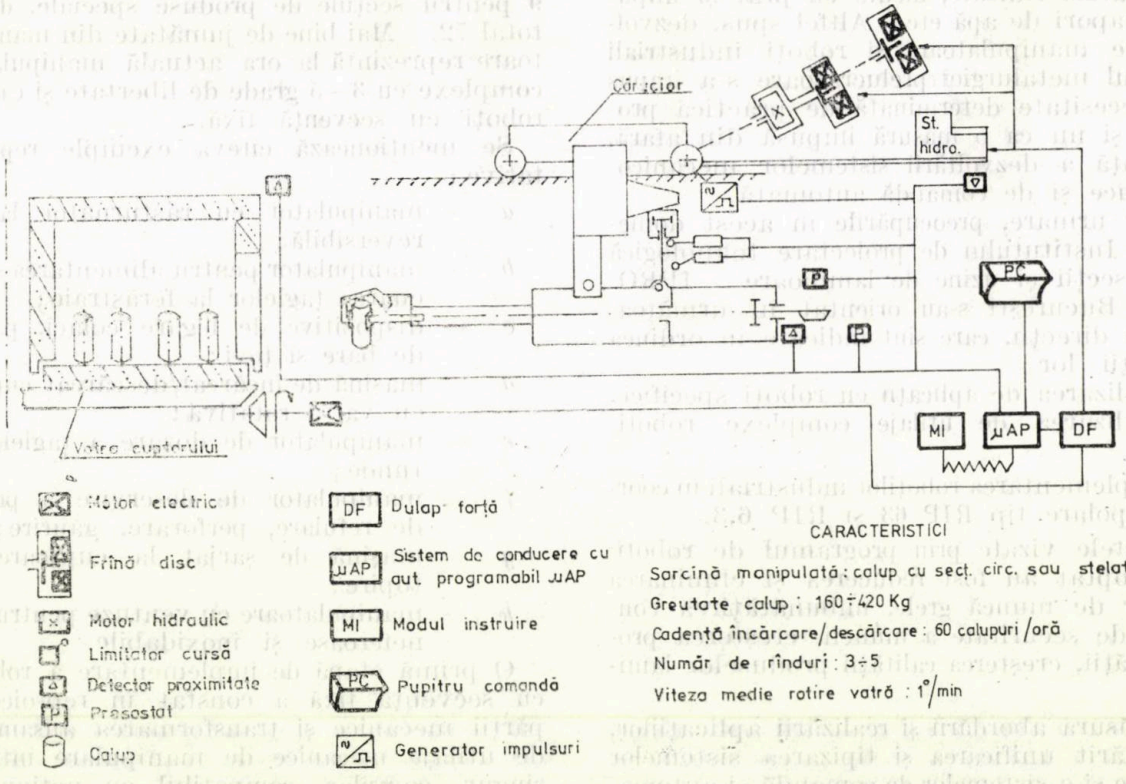


Fig. 1 — Robot industrial specific de deservire a unui cuptor cu vatră rotativă; schemă funcțională

În figura 1 este prezentată schematic o aplicație de robot cu secvență fixă: mașină de încărcat/descărcat la un cuptor cu vatră rotativă. Astfel de instalații cu sisteme logice discrete se află în funcțiune la mai multe întreprinderi.

timpul încărcării/descărcării, vatra cuptorului se oprește. Mediul de lucru este deosebit de greu, efectul implementării fiind remarcabil prin înlocuirea a două locuri de muncă cu condiții deosebit de grele și printr-o importantă creștere a productivității muncii (reducere de

personal cu 4 oameni pe schimb, deci 12 oameni/zi), fără a fi practic necesară o creștere a personalului de întreținere a instalațiilor.

Utilaje complexe robotizate

Sînt specifice depozitelor de materii prime și produse finite, precum și liniilor de proces din uzinele de laminare (linii de tratamente termice, linii de decapare, zincare, linii de acoperire etc.) și constau din mecanisme speciale de apucare, transport, manipulare cu cicluri de lucru deosebit de complexe. Pentru cele aferente liniilor de proces, trebuie menționat și mediul de lucru deosebit de greu (atmosferă acidă, temperaturi ridicate, nivel ridicat de praf și impurități), care ridică probleme dificile pentru ansamblul echipamentelor, dar în același timp justifică din plin aplicarea de utilaje robotizate prin înlocuirea unui important număr de locuri de muncă grele. Înainte aceste operații se realizau fragmentat, utilizînd un mare număr de utilaje mai simple cu locurile de muncă aferente.

Fiind vorba de realizări de dată recentă echipamentele de automatizare și comandă utilizate, avînd în vedere complexitatea operațiilor, au fost automatele programabile AP-101, AP-117. Se menționează dintre acestea: utilajele complexe robotizate pentru I. T. Slatina și C. M. Cîmpia Turzii.

Roboți industriali în coordonate polare tip RIP 63 și RIP 6,3

În concordanță cu acțiunea de asimilare de către industria românească de roboți industriali universali cu sistemele de comandă aferente, s-a trecut la identificarea de aplicații posibile ale acestora în laminoare. O dificultate majoră a constituit-o sarcina maximă de manipulare relativ redusă (max. 63 daN la RIP 63) față de cerințele curente din laminoare. Cu toate acestea, au fost stabilite un număr de circa 150 de aplicații posibile tehnic și eficiente din punct de vedere economic și social, în special în secțiile de ajustaj ale laminoarelor, precum și în secții speciale (laminoare de bandaje, secții de electrozi de sudură, secții de butelii de presiune). Tabelul 1 cuprinde aplicații cu perspectivă de generalizare.

O problemă acută este problema perifericelor de apucare, care este slab dezvoltată de producătorul de echipament standard și care presupune o activitate laborioasă de cercetare și testare. De asemenea, o deficiență importantă o constituie în momentul de față lipsa unei game de senzori specifici aplicațiilor din metalurgia prelucrătoare (detectoare de proximitate, sesizoare de prezență de metal, fotocelule în spectru vizibil și infraroșu, traductoare de poziție, de unghi etc.), care să fie în același timp acceptate ca periferice pentru roboții industriali actuali, adică să realizeze baza de date necesară unității de comandă pentru a percepe starea sistemului, iar, în final, un alt element ce nu poate fi neglijat este incapacitatea echipamentelor actuale de a coordona un proces de la o distanță mai mare de 15 m, avînd în vedere că structura utilajului în secțiile de producție specifice industriei metalurgice rareori permite ca un echipament de comandă să fie amplasat atît de aproape de fluxul tehnologic.

Figura 2 prezintă schematic aplicarea unui robot industrial de tip RIP-63 daN la alimentarea cu bilete de aluminiu a cuptorului de inducție aferent unei prese de extruziune de 1 250 tf. Limitele de variație ale sarcinii manipulate, reprezentate de bilete de aluminiu de formă cilindrică, sînt de minimum 25 kg și maximum 52 kg.

Robotul preia biletele din unul din cele două conteinere așezate simetric în poziții univoc determinate față de robot și le depune pe masa de alimentare a cuptorului de încălzire.

Cele 36 de bilete cîte conține un conteiner sînt astfel dispuse în interiorul acestuia pe un sistem de rastele, încît fiecare reprezintă o poziție

Tabelul 1

Denumire	Nr. grade libertate	Cadență	Tip disp. de apucare	Sistem de comandă
1	2	3	4	5
Robot industrial pentru alimentare și evacuare la mașina de înfoliat cutii de carton cu electrozi	5	15 cutii/min	electromagnet	CONTROL—R
Robot industrial pentru alimentarea cu lingouri a presei de 1 200 tf	5	1/min	clește pneumatic	CONTROL—R
Robot industrial pt. debavurarea bandajelor	5	6/min	clește pneumatic	CONTROL—R
Robot industrial la mașina de filetat mufe	5	6/min	clește pneumatic	CONTROL—R

distinctă indexată de apucare pentru robot. Poziționarea corectă a conteinerelor se controlează prin detectoare de proximitate montate în pardoseala halei.

Cadența de lucru este de maximum 60 bilete pe oră, ea fiind determinată nu atît de parametrii robotului, cît de cadența de lucru a presei de extruziune.

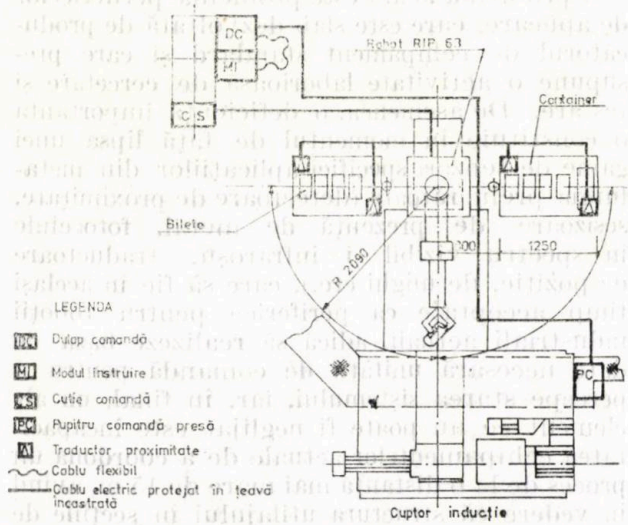


Fig. 2. Robot industrial în coordonate polare RIP 63 pentru alimentarea cu bilete a unui cuptor cu inducție; schemă funcțională

Robotul descarcă succesiv cele două conteinere, astfel încît pe durata descărcării celui de-al doilea conteiner primul poate fi înlocuit cu alt conteiner plin. Alimentarea punctului de lucru cu conteinere se face cu ajutorul podului rulant al halei.

Aplicația are drept consecință eliminarea unui loc de muncă cu condiții grele și perspectiva unei importante creșteri de productivitate prin extinderea acesteia la alimentarea a două cuptoare alăturate.

Sistemul de comandă prevăzut a fi utilizat este sistemul PTP-CONTROL R.

Concluzii

Realizarea cu precădere a implementărilor de roboți cu secvență fixă în uzinele de laminoare, avînd în vedere condițiile specifice existente, este confirmată de aplicațiile aflate în funcțiune și de cele în curs de implementare atît sub aspectul eficienței economice, cît și sub cel social, prin înlocuirea de locuri de muncă cu condiții deosebit de grele.

În paralel cu această activitate, se desfășoară și realizarea de utilaje complexe robotizate pentru deservirea de secții de proces cu condiții grele de mediu și a zonelor de alimentare/evacuare a laminoarelor.

Se află în curs de realizare, în concordanță cu asimilarea roboților universali în coordonate polare RIP 63 și RIP 6,3, primele aplicații experimentale în secțiile de ajustaj ale laminoarelor.

De asemenea, printr-o utilizare optimă de roboți specifici, utilaje robotizate și sisteme de conducere cu calculator de proces se află în studiu realizarea în uzinele de laminoare de secții complet automatizate și robotizate.

Se remarcă faptul că, pe plan mondial, activitatea de introducere a roboților în metalurgia prelucrătoare a cunoscut etapizări similare celor expuse mai sus.

BIBLIOGRAFIE

[1] Macrea, D. și Rădulescu Al. *Considerații asupra implementării roboților industriali în laminoare.* Comunicare la al IV-lea simpozion — Robotizarea în industrie. Timișoara, 29.XI — 2.XII.1984.

[2] Kovacs, W. F. și Rădulescu, I. C. *Cu privire la stadiul actual al construcției de roboți industriali* — Comunicare la al IV-lea simpozion — Robotizarea în industrie. Timișoara, 29.XI — 2.XII.1984.

[3] Neghinskii, B. M. ș.a. *Concepții de bază în domeniul realizării și introducerii roboților industriali în siderurgie.* Comunicare la cea de a VII-a Conferință internațională pentru automatizarea proceselor de producție și comandă în siderurgie a țărilor membre ale C.A.E.R. București, iunie, 1984.

[4] Weding, I. ș.a. *Experiența implementării roboților industriali la Combinatul de țevi din Riesa.* Comunicare la cea de a VII-a Conferință internațională pentru automatizarea proceselor de producție și comandă în siderurgie a țărilor membre ale C.A.E.R. București, iunie, 1984.

[5] Jurevich, E. I. *Industrial Robots in the USSR.* În: The Industrial Robot, Marea Britanie, nr. 1, martie, 1979, p. 26—30.

[6] * * * Work handlers to robots-the new technological revolution. În: Metallurgia, Marea Britanie, nr. 12, 1979, p. 752—759.

[7] * * * Japan industrial robot association. *The specifications and applications of industrial robots in Japan.* Schiba, Koen, Minato — Ku, Tokio, 1982.

[8] Svenson, J. Manipulatoren und Industrieroboter in Sandformgiessereien: În: Giesserei, R.F.G., nr. 7, 1978, p. 153—159.

Ing. I. Pleșia
Combinatul metalurgic — Cîmpia Turzii

Contribuții la îmbunătățirea trefilării sîrmelor din oțel dur

CZ :621.778.1

În lucrare se analizează un proces tehnologic de patentare corespunzător oțelului elaborat în cuptoare electrice cu conținut de C = 0,70 — — 0,85%, astfel ca sîrma laminată în gama dimensională Ø 8 — 12 mm să corespundă condițiilor de trefilare pe mașini multiple. Știind că prin patentare este necesar să se obțină o structură de perlită cu lamele foarte fine (sorbită), încît să se asigure o trefilabilitate corespunzătoare — sîrma avînd o rezistență ridicată — s-a căutat să se elimine cauzele care provoacă granulații de perlită grosolană și, pe cît era posibil, să se evite separațiile de ferită pe marginea granulelor. De asemenea, s-a avut în vedere evitarea pe cît posibil a structurilor intermediare (transformări în zona sorbitei inferioare sau troostitei) care, la trefilare, prezintă greutăți de deformare la trecerile intermediare.

Patentarea sîrmei este făcută în cuptoare de tratament termic cu flux continuu sau în cuptoare statice, prin imersarea sîrmei încălzite în băi de săruri. În cazul de față s-a studiat procedeul de patentare prin imersare — condiționat de diametrele mari ale sîrmelor laminate. În aceste condiții, caracteristicile sîrmei obținute prin patentare sînt influențate de analiza chimică a oțelului și, în primul rînd, de conținutul de carbon, de diametrul sîrmei, de viteza de încălzire în cuptor, de temperatura și timpul de menținere a sîrmei în cuptor. Hotărîtoare pentru formarea structurii de patentare, înainte de toate, sînt viteza și modul de răcire după evacuarea sîrmei din cuptor. Se precizează că răcirea este cu atît mai înceată cu cît este mai groasă sîrma, cu cît diferența dintre temperatura sîrmei și mediul de răcire este mai mică și cu cît este mai mică transmiterea căldurii în mediul de răcire. În final, trebuie analizat și modul de transformare a structurii la diferite temperaturi și diferiți timpi de lucru, deoarece numai obținerea unei stucturi cu lamele carbidice foarte fine, cu distanțe mici între lamele, favorizează o bună trefilabilitate.

În procesul de patentare este necesar să se acorde atenție deosebită temperaturii de transformare sorbitică deoarece, dacă aceasta este prea ridicată, apar separări de ferită la marginea granulelor, pe lîngă modificarea structurii lamelare. Obținerea unei structuri sorbitice preponderente în structură este pusă în evidență de creșterea rezistenței la rupere, concomitent cu tendința de crestere a proprietăților de tenacitate. La obținerea unei structuri sorbitice pure, se înregistrează un maximum de rezistență și gîtuire la rupere. Dacă temperatura crește în continuare, valorile de rezistență la rupere scad, ca urmare a apariției de lamele mai grobe de cementită și ca urmare a apariției în cantități mai mari a separărilor de ferită preeutectoidă.

Referitor la influența manganului asupra oțelului cu conținut ridicat de carbon, se constată din experimentări că valorile maxime ale rezistenței la rupere și, implicit, valorile maxime de constituent sorbitic sînt atinse la valori ale temperaturii băii mai mari, paralel cu creșterea conținutului de mangan. Aceste constatări referitoare la acțiunea conținutului de mangan au fost importante, deoarece există posibilitatea de a coordona mai eficient laminarea sîrmelor cu diametrul Ø 10 și 12 mm din oțel cu un anumit conținut de mangan, care trebuie să fie mai înalt decît la restul calităților, aceasta deoarece un conținut de Mn mai înalt compensează influența diametrului sîrmei asupra structurii la aceeași temperatură. O altă concluzie imediată ce se poate trage se referă la organizarea preferențială pe game dimensionale a cuptoarelor de patentare cu imersie, considerînd că modificările de regim termic ale băilor se fac destul de greu datorită inerției termice.

Pentru stabilirea concretă a parametrilor de tratament termic la cuptoarele cu imersie-TOT2, s-a urmărit un mare număr de colaci atît din punct de vedere al temperaturilor de austenitizare și desorbitizare, cît și din punct de vedere al realizării unei structuri corespunzătoare trefilării, respectiv a modului de comportare a sîrmei la trefilare pe mașini multiple (AG-uri). Concluziile rezultate au demonstrat că pentru sîrma laminată din oțel produs la C.M.C.T. este necesar să se urce temperaturile de austenitizare în gama temperaturii 900 — 950 °C, față de 850 — 900 °C cît era stabilit pentru austenitizarea sîrmelor laminate din oțel C.S.H., iar temperaturile băilor de sare trebuia să fie puțin mai ridicate, respectiv la 450 — 485 °C. Trebuie precizat că temperatura băilor este influențată în primul rînd de conținutul în oțel la elementelor C, Mn, precum și de diametrul sîrmei, astfel că o precizare strictă a acestei temperaturi a fost greu de stabilit în condițiile de lucru existente în timpul producției. Mai concludente au fost experimentările făcute în laborator, unde s-au

experimentat în paralel șarje de oțel elaborate la C.M.C.T. și C.S.H. Experimentările s-au făcut prin încălzirea eșantioanelor de sîmă cu lungimea de 250 mm și diametrul de 8,0 mm în cuptoare încălzite electric, după care s-au imersat în baia de plumb încălzit la diferite temperaturi. Regimurile termice utilizate : temperatura cuptorului a fost de 860—880—900—920—940 °C. Pentru fiecare temperatură a cuptorului s-au efectuat patentări în băi de Pb avînd cîte cinci temperaturi, respectiv 460—480—500—520 și 540 °C ; de asemenea pentru fiecare temperatură a băii de Pb au fost experimentate cinci probe, deci în total 125 probe pe șarjă. Timpul de menținere în cuptor de la introducerea și pînă la evacuarea din cuptor a unei probe a fost de 10 min. Timpul de imersare în baia de Pb a fost de 1 min și 30 s.

Eșantioanele s-au prelevat din două șarje, de proveniență C.M.C.T. și C.S.H :

— oțel C.M.C.T. calitatea C75, avînd compoziția chimică : 0,76% C ; 0,59% Mn ; 0,29% Si ; 0,026% P ; 0,11% S ; 0,11% Cr ; 0,08% Ni ; 0,21 % Cu ;

— oțel C.S.H. calitatea C75, avînd compoziția chimică : 0,77 % C ; 0,72 % Mn ; 0,23 % Si ; 0,17% P ; 0,030 % S ; 0,05% Cr ; 0,02 % Ni ; 0,02% Cu.

Rezultatele medii ale rezistenței la rupere și gîtuire sînt date în tabelul 1.

Tabelul 1

Rezistența la rupere, kg/mm², și gîtuirea

Temperatura băii de Pb, °C	Temperatura cuptorului, °C					Obs. media mediilor
	940	920	900	880	860	
540	118,6	116,6	116,8	117,8	116,4	117,24
	32,4	36,8	38,0	38,8	41,6	37,52
520	121,6	121,6	120,4	118,8	116,2	119,72
	32,8	34,0	33,6	38,4	39,2	35,60
500	122,8	124,6	123,0	120,8	121,6	122,56
	29,3	34,8	34,8	38,4	38,4	35,14
480	125,0	124,4	122,2	121,8	122,2	123,12
	32,1	34,0	37,2	37,2	38,50	35,80
460	128,6	125,6	126,2	124,6	122,8	125,56
	28,9	30,8	34,8	38,0	39,8	34,46

Obs. — la numărător — rezistența de rupere ; la numitor — gîtuirea.

Rezistența la rupere crește odată cu creșterea temperaturii de austenitizare, demonstrînd necesitatea asigurării unei transformări complete în austenită, respectiv a dizolvării complete a carburilor existente, considerînd că șarja de oțel produs la C.M.C.T. diferă de oțelul produs la C.S.H. prin elementele generatoare de carburi. Gîtuirea crește pe măsura scăderii temperaturii de austenitizare, fapt ce poate fi justificat prin insuficienta transformare austenitică, rămînînd în structura cristalelor formațiuni perlitice grobe, cu lamele grobe de cementită, care au dat o nuanță de „recoacere" oțelului. De altfel, în domeniul de temperaturi 880—860 °C a început să se manifeste scăderea rezistenței la rupere în corelare directă cu creșterea gîtuirii, fenomen care indică o transformare incompletă în regiunea sorbitei superioare cu porțiuni ale structurii îmbogățite în perlită grobă. Acest fapt este evidențiat și în tabelul 2 unde transformările structurale scad sub 90%, deci se indică creșterea ponderii structurilor ferito-perlitice.

Tabelul 2

Grad de transformare sorbitică, %

Temperatura băii de Pb, °C	Temperatura cuptorului, °C					Obs. media mediilor transf.
	940	920	900	880	860	
540	92,7	88	83	88,5	87,0	87,84
520	92,5	90	89,5	88,9	86,0	89,38
500	93,5	94,5	91,5	89,4	88,6	91,5
480	95,0	94,0	92,0	91,0	93,0	93,0
460	91,0	94,0	94,0	92,0	90,5	92,3

Analizînd caracteristicile de rezistență la rupere și gîtuire, în funcție de diferite temperaturi ale băii de Pb, se constată că rezistența crește proporțional cu scăderea temperaturii băii, aceasta fiind o manifestare normală a deplasării structurii sorbitice dinspre treptele perlitice inferioare spre structurile intermediare. Cea mai importantă observație asupra structurii de patentare este oferită de variația gîtuirii în funcție de temperatura băii de Pb, și anume : gîtuirea prezintă o creștere plecînd de la temperaturi ale băii sub 480 °C, înregistrîndu-se apoi o porțiune constantă, în regiunea temperaturilor 480—520 °C, după care începe din nou să crească. Aceste variații ale caracteristicilor mecanice dau o indicație importantă asupra transformărilor structurale sorbitice optime, care sînt caracterizate prin tendința de a avea rezistențe maxime la gîtuiri mari. Aceste observații sînt confirmate și de cifrele medii ale gradului de transformare, observate la o mărire de 500 la microscopul metalografic (tab. 1).

Datele privind gradul de transformare structurală la diferitele temperaturi ale băii vin să completeze cifrele de rezistență și gîtuire, care, în fond, sînt o urmare firească a acestor transformări. Este de observat că cele mai complete transformări sînt plasate în regiunea temperaturilor de 900—940 °C pentru austenitizare și a

temperaturilor de 460—500 °C pentru baia de Pb. Aceste date nu fac decît să confirme cele arătate anterior privind îmbunătăţirea austenitizării pe măsura creşterii temperaturilor la cuptor, iar pe de altă parte dau o indicaţie asupra zonelor de temperatură optimă pentru transformările sorbitice în baia de Pb. Acesta este, de fapt, cel mai important lucru, deoarece aprecierea corectă a domeniului de temperaturi la baie condiţionează plasarea structurii sîrmei patentate fie în zona sorbitei superioare unde pot fi întîlnite formaţiuni perlitice grobe, chiar între cristale de sorbită, fie în zona sorbitei inferioare unde intervin structuri intemediare. Acest din urmă caz se poate observa la transformările înregistrate la temperatura băii de 460° C.

Comparativ cu această şarjă de oţel, s-a analizat şi şarja de oţel C75 elaborat în cuptor Martin la C.S.H., avînd compoziţia chimică arătată anterior; oţelul acesta laminat în sîrmă de Ø 8,0 mm s-a patentat în aceleaşi condiţii ca şi şarja de oţel elaborată la C.M.C.T., descrisă mai sus, respectiv s-au patentat cîte cinci probe în variantele de temperatură ale cuptorului: 860 — 880 — 900 — 920 — 940° C, iar pentru baia de Pb s-au utilizat temperaturile de 460 — 480 —500 —520 —540° C. Rezultatele sînt date în figurile 1 şi 2 (figura 1 prezintă rezistenţele la rupere, gîtuirile şi transformările structurale, înregistrate pentru oţelul C.M.C.T., calitatea C75, iar figura 2 prezintă aceleaşi transformări înregistrate pentru oţel C.S.H. calitatea C75).

Analizînd cele două diagrame se pot trage următoarele concluzii:

— Rezistenţa la rupere la oţelul C.M.C.T. creşte odată cu creşterea temperaturilor de austenitizare şi odată cu scăderea temperaturilor băii de Pb. La oţelul C.S.H. creşterea rezistenţelor la rupere nu este influenţată sensibil de creşterea temperaturilor de austenitizare, ci de scăderea temperaturilor băii de Pb. Acest fenomen confirmă cele arătate anterior referitor la comportarea oţelului lipsit de elemente ce tind să formeze carburi în procesul de austenitizare.

— Gîtuirile sînt total diferite la cele două şarje, în sensul că la oţelul elaborat în cuptor Martin se obţin, în comparaţie cu oţelul electric, cifre mai mari la aceleaşi condiţii de patentare. Astfel, pentru regimul de temperaturi cuptor-baie, dat mai jos, se obţin gîtuirile arătate în tabelul 3.

La oţelul electric se observă, în regiunea temperaturilor 900 — 920 °C pentru austenitizare şi 480 — 500° C pentru baie, tendinţa rezistenţei la rupere de a staţiona, indicînd o anumită stare structurală; această stare structurală este caracterizată prin cristale sorbitice,

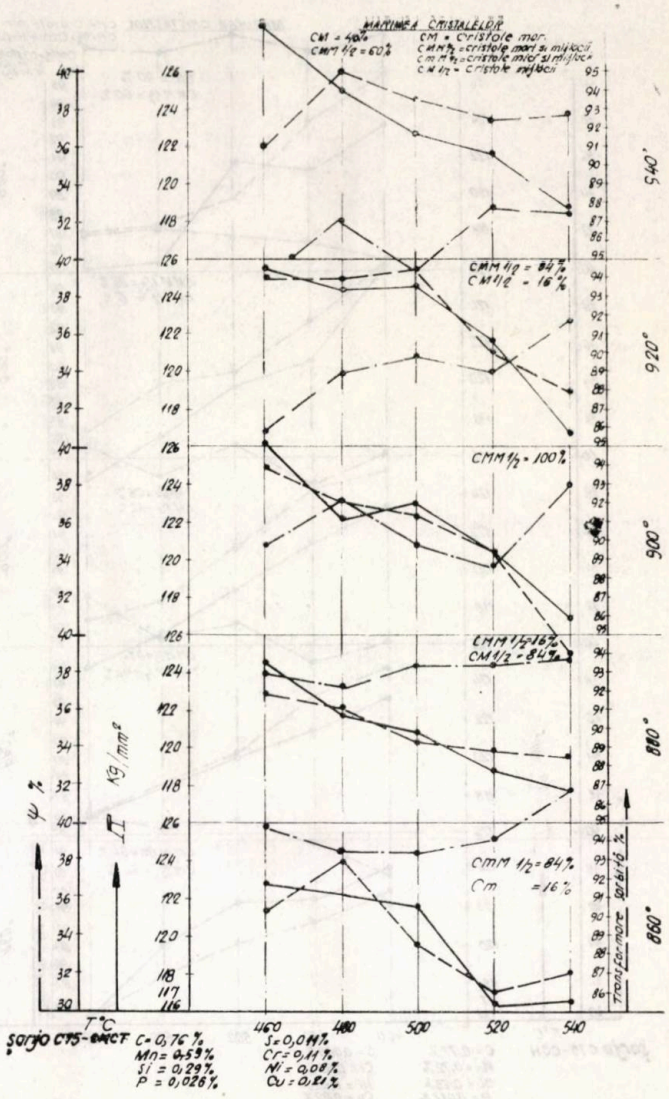


Fig. 1

în proporţie majoritară faţă de celelalte structuri obţinute pentru celelalte temperaturi ale băii de Pb, ca şi printr-o proporţie corespunzătoare a unor mărimi ale granulaţiei sorbitice mare şi mijlocie. Din acest punct de vedere apare ca optim regimul de patentare de 920 — 500° C.

La oţelul Martin se observă comportarea liniară a caracteristicilor de rezistenţă, în funcţie de temperaturile băii de Pb. La aprecierea transformărilor structurale este de remarcat existenţa a două puncte de inflexiune, la temperaturile de 860 — 480/500° C şi respectiv de 940—480/500° C (cuptor-baie). La această şarjă se poate aprecia că regimul optim de patentare este de 860 —480° C (temperatura cuptor--baie Pb).

Din exemplele arătate mai sus se desprind constatări atît în ce priveşte modul de alegere a regimului termic de patentare pentru asigurarea calităţii sîrmelor patentate, cît şi

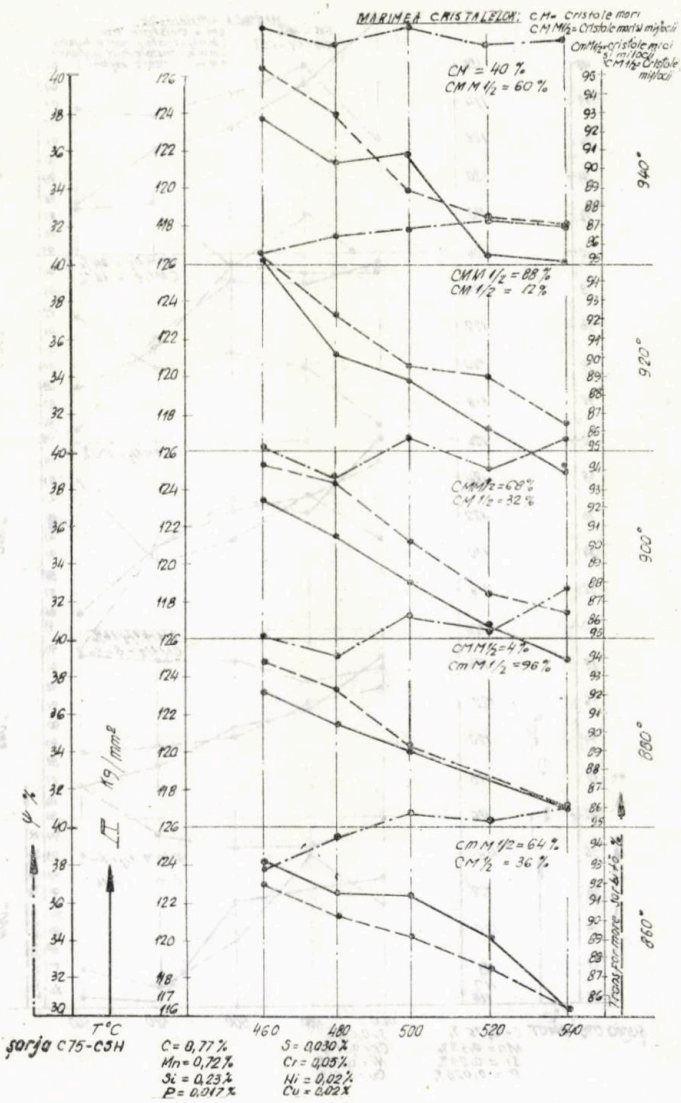


Fig. 2.

Tabelul 3

Regim temperatură cuptor — baie, °C	Gîtuiri, %	
	Oţel electric	Oţel Martin
860—500	38,4	40,8
880—500	38,4	41,2
900—500	34,8	40,8
920—500	34,8	42,0
940—500	29,3	42,8

pentru calitatea intrinsecă a oţelului ales pentru patentare. Din acest ultim punct de vedere, este de dorit ca sîrmele patentate de înaltă calitate să fie lipsite pe cît posibil de cantităţi mici de elemente de aliere nedorite, menţionînd doar că depăşirea cantităţii de 0,08 % Cr în oţel duce progresiv la o micşorare a vitezei de transformare structurală a oţelului. De asemenea, un element nedorit este cuprul, care, la patentare mai ales la sîrmele groase, se poate concentra (segrega) în structurile limitrofe, exterioare ale sîrmei, provocînd o înrăutăţire a coeziunii graniţelor cristalelor superficiale, ceea ce înseamnă micşorarea proprietăţilor de îndoire — răsucire a sîrmei trefilate, pe lîngă posibilitatea înrăutăţirii trefilabilităţii sîrmei pe maşini multiple, din cauza apariţiei fisurilor superficiale şi ruperii sîrmei la trecerile finale ale maşinii de trefilat.

În cuprinsul materialului s-a amintit influenţa mărimii cristalelor sorbitice obţinute după patentare asupra comportării la trefilare pe maşini cu trageri multiple. Se precizează că o bună trefilabilitate se obţine cu o structură formată din mărimi de cristale medii cu dimensiunile aproximativ de 25—45μ. Referitor la creşterea mărimii cristalelor, din observaţiile practice obţinute în fabricaţie, a rezultat că, pe măsura creşterii lor, scade trefilabilitatea, probabil ca urmare a modificării dimensionale a filamentelor de cementită, a distanţelor între ele, precum şi a aşezării lor în cristalul de sorbită. Cert este faptul că, în condiţiile unor granulaţii foarte mari obţinute după patentare (mărimea cristalelor în medie depăşind 70 μ), sîrma nu se mai poate trefila pe maşini în serie, prezentînd ruperi la reduceri de cel mult 35 %, ba chiar şi la reduceri de 20 %.

Analizînd sîrma în regiunea rupturii, se constată o neomogenitate a mărimii cristalelor — care ajunge la proporţii de aşa natură încît nu permite trefilarea ei. De la mărimi de cristale de cca 20—30μ în medie, cît s-au observat pe capătul colacilor patentaţi, s-au înregistrat, în zona ruperii sîrmei, dimensiuni ale cristalelor de cca 80—100 μ, în medie. Acest fapt vine să confirme cele afirmate mai sus privitor la influenţa mărimii granulaţiei după patentare asupra trefilabilităţii.

La această şarjă de oţel apare însă ca problemă existenţa neomogenităţii structurale, materializată în variaţia mărimii cristalelor pe lungimea firului, variaţie care poate fi atribuită fie modului cum s-a făcut încălzirea pentru austenitizare, fie neomogenităţii ereditare a oţelului. La un examen atent se constată că posibilitatea existenţei acestei neomogenităţi, datorită modului de încălzire în cuptor, trebuie exclusă deoarece transformarea sorbitică este diferită la cele două dimensiuni (Ø 10 şi Ø 8,0 mm), indicînd o comportare diferită a oţelului la răcirea în baia de sare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aronovici, M. S. şi Lahtin, Iu., M. *Osnovi metalovedenia i termiceskoi obrabotki.* Moscova, 1952, Gosudarstvenoe naucinotechnicescoe izdatelstvo literaturi po cernoi i ţvetnoi metalurghii, p. 272—280.

[2] * * * *Herstellung von Stahldraht.* Teil 2. Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Verlag Stahleisen GM B h. Düsseldorf 1969, p. 54—65.

Considerații privind valoarea parametrilor termici și temporali la tratamentele termice în cuptoare electrice

Prof. dr. ing. T. Dulămiță,
ing. Mihaela Isac,
ing. C. Cosor
Institutul politehnic — București
ing. D. Crăciun
Întreprinderea „23 August" — București

CZ: 621.773: 669.187.2

Calculul parametrilor termici și temporali pentru încălzirea produselor termotehnic subțiri sau groase, cu temperatura inițială $T_{in} \ll T_c$ (temperatura cuptorului), în cuptoare electrice discontinue, urmărește stabilirea valorilor în diferite momente de timp ale mărimilor: temperatura piesei (T_p pentru produse termotehnic subțiri sau T_s — temperatura suprafeței și T_i — temperatura centrului, pentru produse termotehnic groase), diferența de temperatură între suprafața și centrul piesei (pentru produse termotehnic groase, ΔT), timpul de încălzire ($t = t_1 + t_2$), precum și a temperaturii cuptorului (T_c) și a fluxului termic (q) (fig. 1, [1]

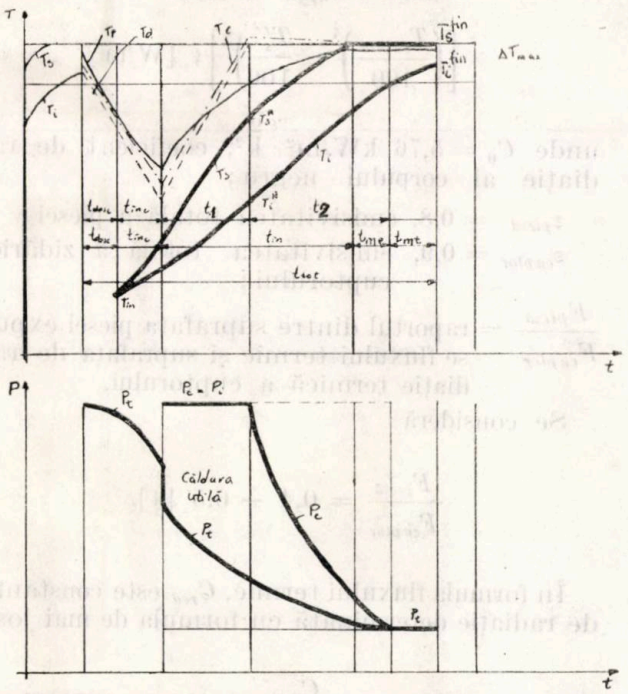


Fig. 1. Grafic tip de tratament termic, în cuptoare cu funcționare discontinuă (a căror alimentare se întrerupe numai în timpul încărcării și al descărcării)

— [3]). Conform graficului tip de tratament termic în cuptoare cu funcționare discontinuă (a căror alimentare se întrerupe numai în timpul încărcării și descărcării), încălzirea se face în următoarele etape:

1) Încălzirea în regim de flux termic constant (q = ct), realizată într-o perioadă cu durata t_1, cînd temperatura cuptorului crește pînă la valoarea comandată regulatorului automat.

În cazul încălzirii unei piese termotehnic groase (fig. 2, *a*) temperatura suprafeței piesei supuse încălzirii crește de la $T_s^{i_1} \rightarrow T'_s \rightarrow T''_s$, temperatura centrului crește de la $T_i^{i_1} \rightarrow T'_i \rightarrow T''_i$, iar pentru o piesă termotehnic subțire (fig. 2, *b*) temperatura piesei supuse încălzirii crește la valoarea T''_p. Puterea cerută (absorbită) de cuptor P_c este practic egală cu puterea instalată $P_c = P_i$ (fig. 1), fiind folosită pentru încălzirea încărcăturii și dispozitivelor de încărcare, iar puterea pierdută (P_t), necesară pentru compensarea pierderilor reprezentate de căldura acumulată în zidărie, în structura metalică, în dispozitive, pierdută prin transmisie în spațiul exterior prin pereți, boltă sau neetanșeități și folosită pentru încălzirea gazului din spațiul de lucru, scade.

2) Încălzirea în regim cu temperatura cuptorului constantă, T_c = ct, este realizată într-o perioadă cu durata t_2, cînd temperatura cuptorului rămîne constantă la valoarea comandată sistemului de reglare automată T_c = ct. În această etapă valoarea puterii cerute P_c a pierderilor termice P_t scade continuu (fig. 1).

În aceste condiții, pentru piesele termotehnic groase, temperatura suprafeței piesei supuse încălzirii crește pînă la valoarea temperaturii de tratament T_s^{fin}, temperatura centrului crește pînă la valoarea T_i^{fin}, la sfîrșitul acestei perioade existînd o diferență între temperatura suprafeței și centrului $T = T_s^{fin} - T_i^{fin}$ (fig. 2, a).

Piesele termotehnic subțiri realizează în această perioadă a ciclului temperatura de regim T^{fin} (fig. 2, *b*).

3) Menținerea pentru egalizarea temperaturii pe secțiunea piesei supuse încălzirii este realizată într-o perioadă cu durata t_{me}.

4) Menținerea pentru realizarea transformărilor în stare solidă proprii tipului de tratament termic este realizată într-o perioadă cu durata t_{mt}.

Practic, timpul necesar egalizării temperaturii pe secțiunea produsului depinde de diferența de temperatură $\Delta T = T_s^{fin} - T_i^{fin}$, care este dependentă direct de puterea cuptorului în care se face încălzirea și de dimensiunea piesei supuse încălzirii (produse termotehnic groase). O altă particularitate a procesului de încălzire o prezintă valoarea temperaturii T''_s (a supra-

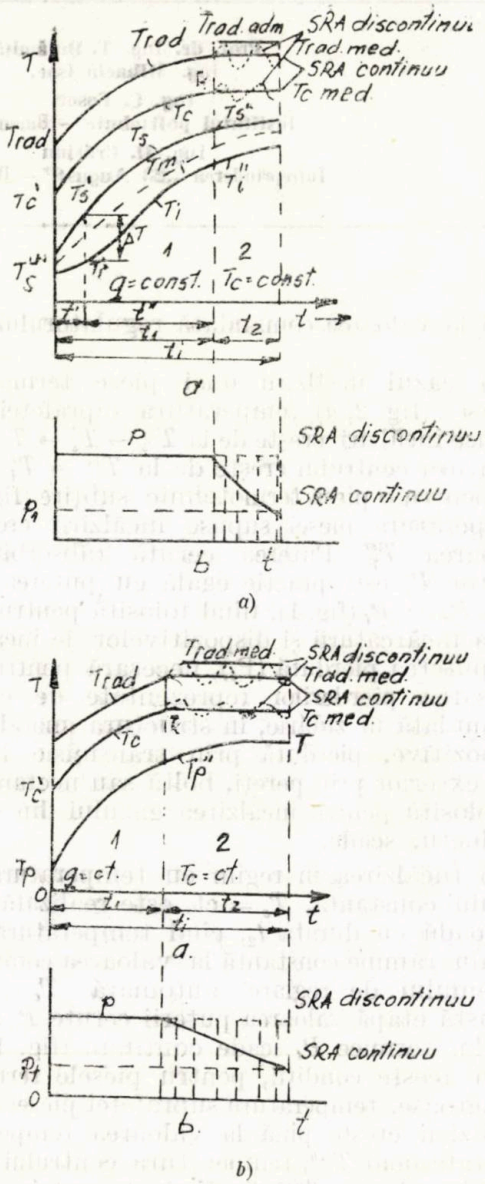


Fig. 2. Graficele încălzirii produselor în cuptoare discontinue:
a) produse termotehnic groase;
b) produse termotehnic subțiri

feței piesei supuse încălzirii), la sfîrșitul perioadei de încălzire în regim de $q = \text{ct}$, cu durata t_1.

Această valoare este dependentă de fluxul termic, care este dependent de puterea instalată a cuptorului. Se constată și se va demonstra în cele ce urmează că această valoare este cu atît mai mică cu cît puterea utilajului este mai mare și cu cît încărcătura este mai mică (față de valoarea maximă din fișa tehnică a utilajului).

Cunoașterea temperaturii T_s'', la sfîrșitul perioadei de încălzire în regim de flux constant, creează posibilitatea evaluării exacte a duratei de încălzire în regim $T_c = \text{constant}$ și practicarea unor timpi corecți de menținere (pentru egalizarea temperaturii pe secțiunea produselor termotehnic groase și pentru realizarea transformărilor în stare solidă), cu efecte directe, benefice asupra caracteristicilor tehnologice, mecanice și structurale, ce trebuie realizate prin tratament.

Calculul duratei încălzirii, pînă în momentul cînd temperatura cuptorului atinge valoarea palierului și a temperaturii suprafeței și centrului piesei, în acest moment de timp este următorul: regimul termic este în condiții de flux termic constant ($q = \text{constant}$). Ca date inițiale se consideră cunoscute temperatura palierului $T_c = \text{ct}$, dimensiunile piesei supuse încălzirii (R pentru cilindru sau S pentru placă), λ = conductivitatea termică, a — difuzivitatea termică, ρ — densitatea, c — căldura specifică.

Determinarea valorii fluxului termic, q [4]:

$$q = C_{red} \times \left[\left(\frac{T_{cuptor}}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_s''}{100}\right)^4\right] \text{ sau}$$

$$q = \frac{C_0}{\frac{1}{\varepsilon_{piesă}} + \frac{F_{piesă}}{F_{cuptor}} \cdot \left(\frac{1}{\varepsilon_{cuptor}} - 1\right)} \times$$

$$\times \left[\left(\frac{T_{cuptor}}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_s''}{100}\right)^4\right]; \ [\text{W/m}^2]$$

unde $C_0 = 5{,}76$ kW/m$^2 \cdot$ k^2, coeficient de radiație al corpului negru;

$\varepsilon_{piesă} = 0{,}8$, emisivitatea totală a piesei;

$\varepsilon_{cuptor} = 0{,}9$, emisivitatea totală a zidăriei cuptorului;

$\frac{F_{piesă}}{F_{cuptor}}$ = raportul dintre suprafața piesei expuse fluxului termic și suprafața de radiație termică a cuptorului.

Se consideră:

$$\frac{F_{piesă}}{F_{cuptor}} = 0{,}4 - 0{,}5 \ [4].$$

În formula fluxului termic, C_{red} este constanta de radiație determinată cu formula de mai jos:

$$C_{red} = \frac{C_0}{\frac{1}{\varepsilon_{piesă}} + \frac{F_{piesă}}{F_{cuptor}}\left(\frac{1}{\varepsilon_{cuptor}} - 1\right)} \ [\text{W/m}^2\text{k}^4]$$

Temperatura cuptorului și temperatura de tratament se iau în grade Kelvin.

Fluxul termic, exprimat în funcție de puterea cuptorului, este dat de relația:

$$q = \frac{P_i - P_t}{F_{piesă}} \left[\frac{W}{\text{m}^2}\right]$$

P_i = puterea instalată a cuptorului [W];
P_t = pierderile termice [W];
$P_t = K \cdot P_i$;
$K = 0{,}2 - 0{,}3$ se ia către valoarea maximă cînd uzura zidăriei este mare și invers, cînd valoarea pierderilor termice P_t corespunde caietului de sarcini al utilajului;
$F_{piesă}$ = suprafața de schimb de căldură a piesei supuse încălzirii [m²].

Cunoscîndu-se utilajul, se cunoaște P_i și F_{cuptor} (suprafața cuptorului); considerînd raportul $\frac{F_{piesă}}{F_{cuptor}} = 0{,}4 - 0{,}5$, se determină $F_{piesă}$ și apoi fluxul termic, q.

Perioada t_1 se realizează în două etape: $t_1 = t' + t''$, în care:

$$t' = 0{,}3\frac{S^2}{a} \text{ (pentru piesă în formă de placă)}$$

și

$$t' = 0{,}25\frac{R^2}{a} \text{ (pentru piesă cilindrică).}$$

La sfîrșitul perioadei t', diferența de temperatură între suprafața și centrul piesei este dată de relația:

$$\Delta T_1 = q \cdot \frac{S}{2\lambda} \text{(pentru piesă în formă de placă)[°C]}$$

și

$$\Delta T_1 = q\frac{R}{2\lambda} \text{ (pentru piesă cilindrică)[°C].}$$

Temperatura suprafeței și centrului piesei în acest moment de timp este dată de relațiile:

$$\begin{cases} T'_s = 1{,}27 \cdot \Delta T_1 \\ T'_i = 0{,}27 \cdot \Delta T_1 \text{ (pentru piesă în formă de placă)} \end{cases}$$

și

$$\begin{cases} T'_s = 1{,}5 \cdot \Delta T_1 \\ T'_i = 0.5 \cdot \Delta T_1 \text{ (pentru piesă cilindrică).} \end{cases}$$

Viteza de încălzire în intervalul de timp t_1 va fi:

$$\begin{cases} V_1 = \dfrac{q}{c \cdot \rho \cdot s} \text{ (pentru piesă în formă de placă)} \\ V_1 = \dfrac{q}{c \cdot \rho \cdot R} \text{ (pentru piesă cilindrică)} \end{cases}$$

Al doilea termen al mărimii $t_1 (t_1 = t' + t'')$ este dat de relația:

$$t'' = \frac{T''_s - T'_s}{q} \cdot c \cdot \rho \cdot s \text{ (pentru piesă în formă de placă)}$$

$$t'' = \frac{T''_s - T'_s}{q} \cdot c \cdot \rho \cdot R \text{ (pentru piesă cilindrică).}$$

Deci:

$$t_1 = t' + t'' = 0{,}3\frac{S^2}{a} + \frac{C \cdot \rho \cdot S}{q}(T''_S - T'_S) \text{ [s]}$$

(pentru piesă sub formă de placă)

și

$$t_1 = 0{,}25 \cdot \frac{R^2}{a} + \frac{C \cdot \rho \cdot R}{q}(T''_S - T'_S) \text{ [s]}$$

(pentru piesă cilindrică)

unde:

S este grosimea piesei (1/2 din grosimea plăcii) [m];
R — raza piesei [m];
C[J/kg · grd], a[m²/s], ρ[kg/m³] — căldura specifică, difuzivitatea, densitatea materialului piesei.

La sfîrșitul acestui interval de timp, temperatura suprafeței și centrului piesei va fi:

$$T''_S = 100\sqrt[4]{\left(\frac{T_{cuptor}}{100}\right)^4 - \frac{q}{C_{red}}} - 273 \text{ [°C]}$$

$$T''_i = T''_S - \Delta T_1 \text{ [°C]}$$

Încălzirea în etapa a II-a realizată în timpul t_2 se face în regim cu T_{cuptor} = constantă.

Se va avea în vedere că, în acest moment, în secțiunea piesei există o temperatură medie dată de relația:

$$T''_{med.\ piesă} = T''_S - 0{,}7\,\Delta T_1 \text{ (placă)}$$

$$T''_{med.\ piesă} = T''_S - 0{,}6\,\Delta T_1 \text{ (cilindru)}$$

Determinarea temperaturilor la sfîrșitul perioadei de timp t_2, T_S^{fin} și T_i^{fin} se face în regim de T_{cuptor} = constantă, cu ajutorul criteriilor de temperatură θ_S și θ_C.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dulămiță, T., Isac, M. și Crăciun, D. *Întocmirea unei metodologii pentru calculul indicatorilor care stau la baza activității de proiectare tehnologică a sectoarelor de tratament termic.* Buletinul Institutului politehnic — București, 1984.
[2] Dulămiță, T. și Florian, E. *Tratamente termice și termochimice.* București, Editura didactică și pedagogică, 1982, p. 28—68.
[3] Altgauzen, A. P., Smeleanski, M. T. și Sevțov, M. S. *Instalații electrotermice industriale.* București, Editura tehnică, 1975, p. 110.
[4] Svencianski, A. D. *Electriceskie promîșlenie peci.* Moscova, Energia, 1982, p. 188—201.

Structura stratului carburat la presiuni scăzute

Dr. ing. L. Drugă
I.C.S.I.T.P.S.C. — București

CZ: 661.665.2

Carburarea se aplică pieselor ce trebuie să prezinte o suprafață de lucru cu duritate ridicată, avînd în același timp un miez cu o tenacitate ridicată.

Aceste proprietăți se pot obține prin alegerea unui oțel cu un conținut scăzut de carbon (0,1 — 0,25%), cu sau fără elemente de aliere, în funcție de caracteristicile mecanice necesare în exploatarea pieselor respective.

După carburare, stratul obținut prezintă următoarele zone:

— zona hipereutectoidă, formată din perlită și cementită, cu un conținut de 0,85—0,95% C; dacă concentrația în carbon este mai mare de 1,1%, cementita secundară se separă sub formă de rețea; prezența cementitei secundare în rețea produce o fragilitate a stratului, favorizînd exfolierea, fără a contribui la creșterea durității;

— zona eutectoidă, formată numai din perlită;

— zona hipoeutectoidă, alcătuită din perlită + ferită, numită și strat de tranziție.

Structura straturilor obținute prin carburare la presiuni scăzute este asemănătoare cu cea a structurilor obținute prin procedeele clasice de carburare.

În scopul studierii structurii straturilor carburate la presiuni scăzute, au fost efectuate probe pe un cuptor de vid cu pereți calzi la 900, 950, 1 000 și 1 050° C, la presiuni de 210 mbar, utilizînd ca gaz activ gazul metan, introdus în cuptor prin alternare cu vidare la 10^{-1} mbar.

Au fost utilizate pentru studiu oțelurile 13CN33 (oțel crom-nichel) și 18MC10 (oțel crom-mangan), oțeluri utilizate frecvent pentru realizarea de piese care necesită carburare.

În figura 1 se prezintă microstructura stratului carburat, obținut pe oțelul 13CN33.

Timpul de menținere la temperatură pentru cele patru temperaturi de lucru a fost: la 900° C — 3,5 h; la 950° C—3,5 h; la 1 000 °C — 2,5 h, iar la 1050° C — 2,5 h, timp în care sînt incluse atît perioada de carburare, cît și cea de difuzie. Se observă că granulația crește odată cu ridicarea temperaturii de regim, deși timpul de menținere scade.

După operația de călire de la temperatura de 840 °C cu răcire în ulei se obține o structură cu granulație fină.

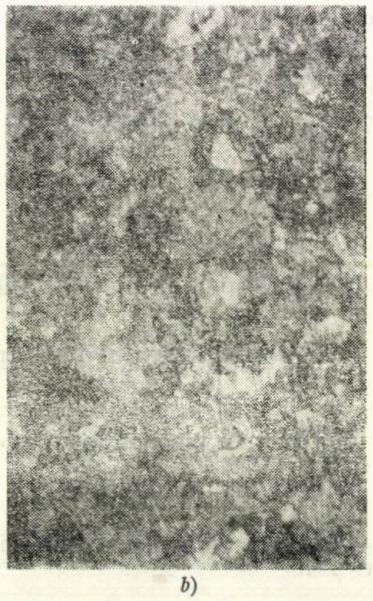
În figura 2 se prezintă microstructura oțelului 13CN 33 carburat și călit în ulei.

Se constată deci că printr-un tratament termic corespunzător se poate îndepărta structura cu grăunți mari obținută la carburare.

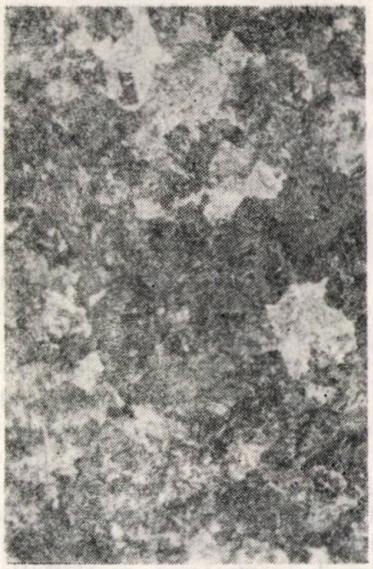
În cazul de față, după perioada de difuzie s-a efectuat o subrăcire la 700° C, urmată de austenitizare la 840° C, cu răcire în ulei.

În figura 3 se prezintă microstructurile straturilor obținute pe oțelul 18MC10.

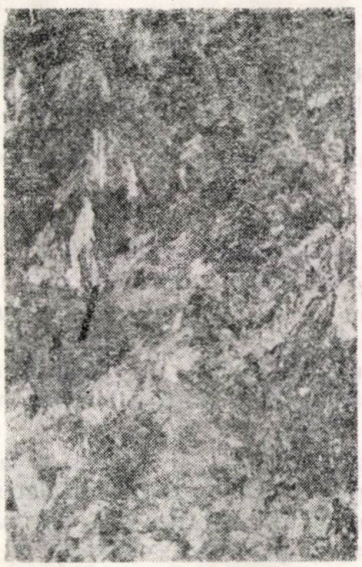
a)



b)



c)



d)

Fig 1. Microstructura straturilor carburate pe oțel 13CN33 la diferite temperaturi de regim : *a* — 900° C ; *b* — 950° C ; *c* — 1 000° C ; *d* — 1 050° C (× 200)

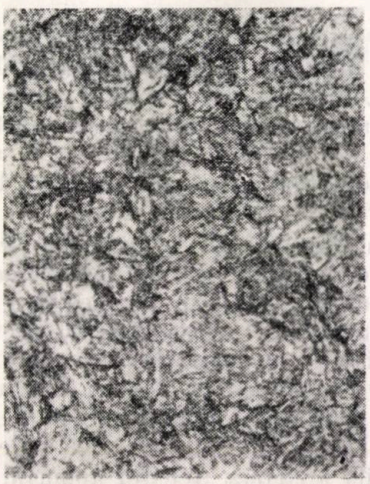
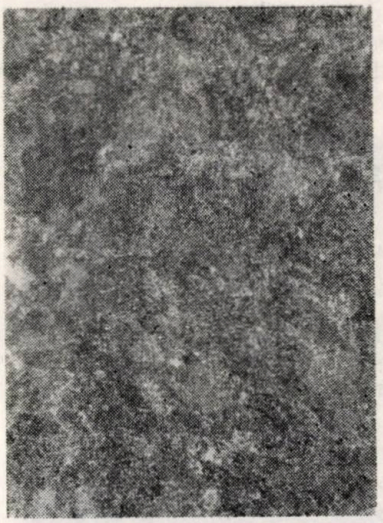
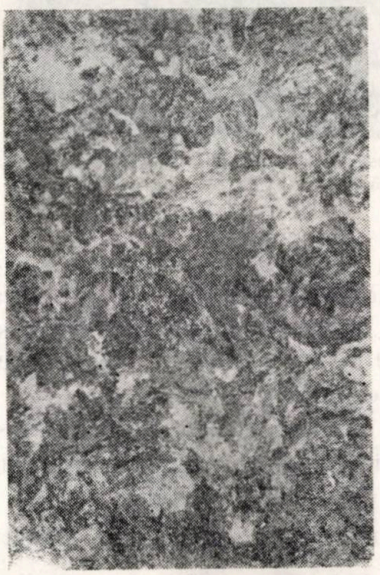


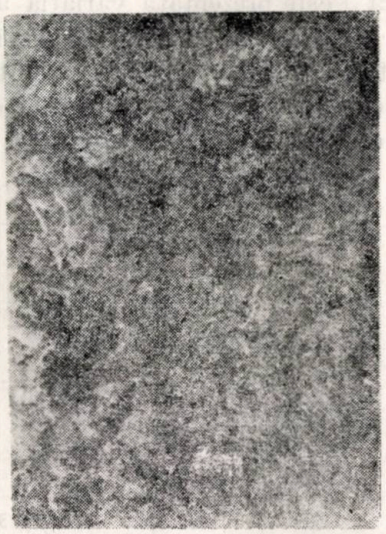
Fig. 2. Microstructura oțelului 13CN33 carburat la 1 050°C și călit la 840° C cu răcire în ulei (× 500)



a)



b)



c)

Fig. 3. Microstructuri de straturi carburate din oțel 18MC10 : *a* — 950° C, 3,5 h ; *b*—1 000° C, 2,5 h ; *c* — 1 050° C, 2,5 h

Și la acest oțel odată cu creșterea temperaturii de regim granulația are tendință de creștere, dar după călire se obține tot o structură fină (fig. 4).

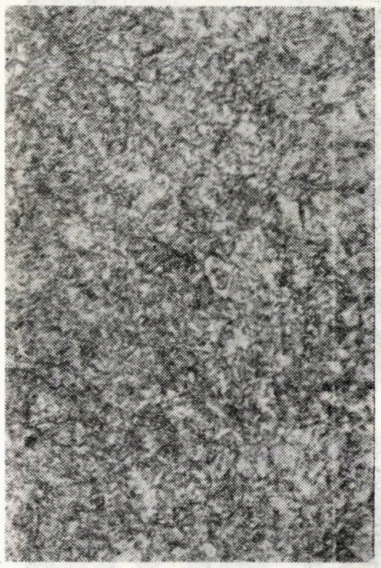


Fig. 4. Microstructura oțelului 18MC10 carburat la 1 050°C, 2,5 h și călit la 830°C în ulei (× 500)

În urma călirii se observă următoarele modificări structurale ale stratului carburat:

— zona hipereutectoidă prezintă o structură formată din carburi fine (fig. 2 și 4) pe un fond martensitic slab acicular;

— zona hipoeutectoidă prezintă o structură de tranziție de la amestecul martensită + troostită, la troostită + sorbită;

— miezul are în general o structură sorbitică.

În figura 5 este prezentată variația adîncimii stratului carburat, în funcție de presiunea de lucru pentru cele două oțeluri cercetate.

Trecerea de la zona cu duritate ridicată (zona martensitică) la miez se face succesiv printr-o

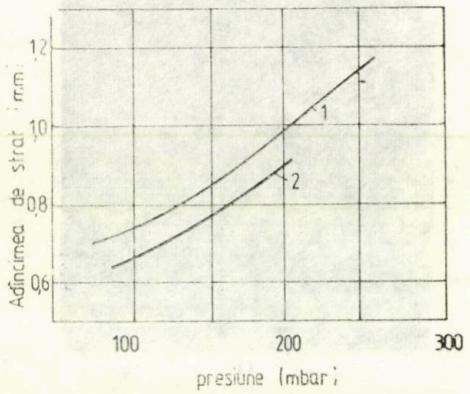


Fig. 5. Variația durității stratului carburat la 1 050°C 2 h și călit: *1* — 18MC10; *2* — 13 CN 33

zonă cu duritate caracteristică amestecului martensită + troostită, lucru deosebit de important pentru obținerea unor caracteristici de exploatare optime.

Unul dintre defectele care apar în cazul carburării în atmosfere controlate este oxidarea internă. Acest fenomen se observă în special la carburarea oțelurilor aliate.

Oxigenul dat de componente ale atmosferei controlate ca CO, CO_2, H_2O, în prezența unor elemente de aliere ca Ti, Si, Mn, Cr, cu potențial de oxidare ridicat, formează oxizi la limita grăunților pe o adîncime de 0,02 — 0,05 mm.

Această oxidare internă superficială, care depinde de compoziția oțelului, compoziția atmosferei și durata de carburare, influențează în mod negativ transformările structurale ulterioare, astfel că, după călire, poate să apară în zona oxizilor o structură bainitică sau troostitică în loc de structura martensitică obișnuită.

În ultimul timp s-a acordat o mare atenție acestui fenomen negativ, datorită faptului că, prin pătrunderea rețelei de oxizi pe o adîncime mai mare de 0,02 mm, scad mult proprietățile mecanice și în special rezistența la oboseală.

Carburarea la presiuni scăzute înlătură complet acest neajuns, folosind pentru carburare amestecuri de gaze care nu conțin oxigen.

În figura 6 se prezintă comparativ două microstructuri de strat carburat ale oțelului 18MC10, una realizată în atmosfera controlată clasică, iar alta prin carburare la presiuni scăzute.

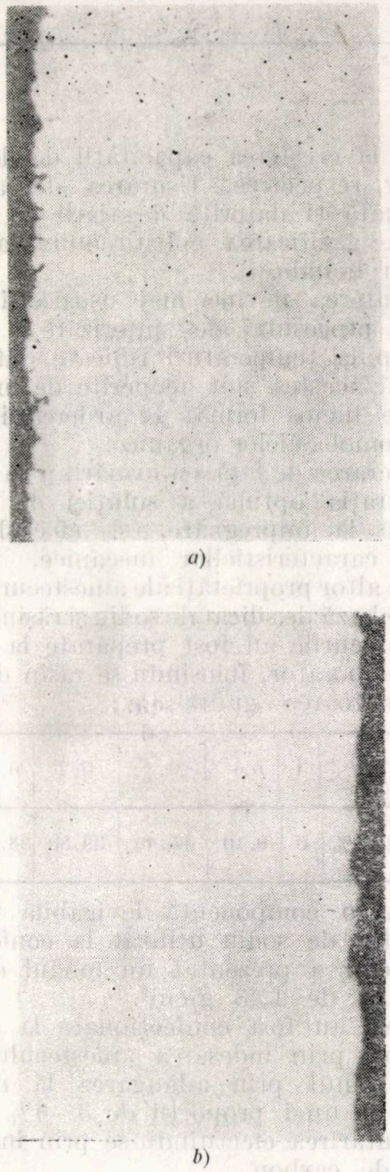
La stratul carburat în atmosferă controlată clasică (fig. 6, *a*) este vizibilă oxidarea la limitele de grăunți de la suprafață, pe cînd la stratul carburat la presiuni scăzute acest fenomen negativ nu apare.

Alt defect sau anomalie a straturilor carburate este apariția cementitei secundare în rețea.

Această anomalie apare la orice procedeu de carburare în cazul în care potențialul de carbon al atmosferei donatoare este ridicat. În acest caz apare o suprasaturare a austenitei în carbon, iar la o răcire lentă, după carburare, carbonul se separă sub formă de rețea de cementită, la granițele dintre grăunți.

În cazul carburării la presiuni scăzute în instalații de vid cu pereți reci, unde răcirea după carburare și difuzie se face prin inundare cu gaz inert (în antecameră), deci relativ rapid, pericolul de apariție a cementitei secundare în rețea este redus. Totuși, în cazul în care presiunea parțială a gazului metan este ridicată, iar timpul de difuzie nu este ales corect, este posibilă apariția acestei anomalii în strat. În figura 7 se prezintă un astfel de caz.

Dacă carburarea se realizează în cuptor vertical cu pereți calzi, datorită faptului că răcirea se face relativ lent, pericolul de apariție a cementitei secundare în rețea este mai mare.



a)

b)

Fig. 6. Microstructura stratului carburat pe oțelul 18MC10 (× 500):
a — în atmosferă controlată (endo + CH4) la 930° C; *b* — carburare la presiuni scăzute (CH4) la 1050° C

Pentru a evita acest fenomen negativ, se recomandă ca, după fazele de carburare și difuzie, stratul carburat să aibă o concentrație de maximum 0,8—0,9% C.

Această separare a carbonului în rețea de cementită secundară are influență negativă asupra proprietăților mecanice (în special asupra rezistenței de oboseală la încovoiere), iar în timpul operației de rectificare favorizează apariția fisurilor. De asemenea, poate apărea exfolierea straturilor în funcționare.

Microstructurile straturilor carburate prezentate pun în evidență faptul că, deși temperatura de carburare este cu mult mai ridicată decît în cazul carburării clasice, totuși, datorită timpului scurt de menținere și a tratamentului termic ulterior, structura după călire nu prezintă o granulație grosolană.

Prin acest procedeu se elimină de asemenea pericolul apariției oxidării interne superficiale, care poate avea efecte negative în timpul exploatării pieselor.

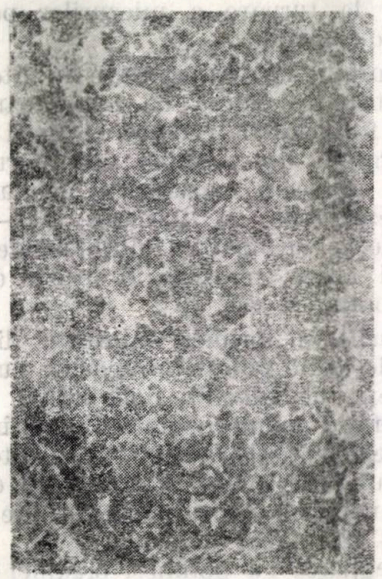


Fig. 7. Microstructura unui strat carburat la presiuni scăzute cu rețea de cementită secundară

Apariția cementitei secundare sub formă de rețea se poate evita prin alegerea corectă a parametrilor de lucru.

Impregnarea formelor și miezurilor cu soluții de polistiren

Prof. dr. ing. L. Sofroni, ing. S. Cocolaș
Institutul politehnic — București
Dr. ing. E. Cohn
I.C.S.I.T.P.S.C. — București

CZ : 621.74.041

Impregnarea cu soluții lichide organice a miezurilor sau formelor utilizate în turnătorii este importantă din următoarele puncte de vedere :

a — mai întîi se realizează la turnarea aliajului lichid o anumită proporție de carbon lucios la suprafața de contact între aliaj-formă, datorită arderii incomplete a polimerilor organici ;

b — apoi, datorită substanțelor organice care există în forme și miezuri, în timpul turnării și chiar după terminarea turnării aliajelor (ca urmare a impregnării), se creează posibilități de dezbatere mai ușoară, mai ales în cazul folosirii la turnare a miezurilor pe bază de silicat de sodiu.

Mai multe lucrări apărute în literatura de specialitate se ocupă cu impregnarea miezurilor și formelor în vederea creșterii rezistenței la suprafața de contact metal-formă și în vederea reducerii consumului de liant utilizat în amestecurile de formare [1] — [4].

Problema utilizării soluțiilor de polimeri organici a fost analizată în special de Z. Itkis și colaboratorii săi [5].

Miezurile și formele fabricate din nisip și silicat de sodiu pot fi impregnate cu soluții de polistiren, de alcooli polivinilici, acetat de vinil sau alți polimeri solubili, rezultînd o creștere a rezistenței la suprafață a acestor miezuri.

Efectul impregnării este deosebit de mare la amestecurile cu conținut scăzut de liant inițial (2—4% silicat de sodiu).

Impregnarea cu polimeri organici conduce la creșterea rezistenței la suprafața miezurilor, deoarece suprafața de contact între granulele de nisip crește de 2—10 ori prin penetrarea macromoleculelor în porii intergranulari, iar numărul de defecte (pori, fisuri) din peliculele de liant (silicat de sodiu) care se formează în timpul operației de întărire, ca urmare a contracției, tensiunilor, îndepărtării solventului și altor procese, se micșorează, acestea fiind acoperite de o peliculă macromoleculară rezistentă.

Porii și fisurile din peliculele de liant au dimensiuni foarte mici (sub 10^{-7} mm) și se caracterizează printr-o suprafață specifică mare ($4{,}85 - 5{,}68 \cdot 10^3$ m²/g). Prin impregnare această suprafață se micșorează la $1{,}44 \cdot 10^3$ m²/g, adică cu 70—72% [5].

Utilizarea operației de impregnare poate duce la micșorarea conținutului de silicat de sodiu pînă la un adaos de 3—4%, ceea ce contribuie la creșterea capacității de dezbatere a pieselor respective. Ușurarea dezbaterii este accentuată și datorită degajării de gaze cauzată de gazificarea polistirenului la turnarea aliajelor lichide.

Dezbaterea devine mai ușoară și din cauza frînării procesului de sinterizare a granulelor de nisip la temperaturi ridicate, datorită faptului că acestea sînt acoperite de un strat de cărbune lucios format la arderea incompletă a macromoleculelor organice.

În lucrarea de față s-a urmărit a se determina concentrația optimă a soluției de polistiren, utilizată la impregnare, și efectul acesteia asupra caracteristicilor mecanice, permeabilității și altor proprietăți ale amestecurilor de formare pe bază de silicat de sodiu și rășină furanică.

Amestecurile au fost preparate la un malaxor de laborator, folosindu-se nisip de Aghireș cu următoarea granulație :

Sită, nr.	1	0,6	0,3	0,2	0,1	0,06	tavă
Granulație, %	0	0,10	15,40	39,80	38,70	4,90	0,30

și avînd o componentă levigabilă de 0,8 %.

Silicatul de sodiu utilizat la confecționarea epruvetelor a prezentat un modul de 2,72 și densitatea de 1,53 g/cm².

Probele au fost confecționate la soneta de laborator, prin îndesarea amestecului de formare obținut prin adăugarea la nisipul de Aghireș a unei proporții de 3—6% silicat de sodiu, întărirea efectuîndu-se prin insuflare de bioxid de carbon.

Amestecurile cu rășină furanică s-au confecționat din nisip de Aghireș cu caracteristicile indicate mai sus, adăugîndu-se o proporție de 2,5% rășină furanică FR-3 și 0,7% întăritor ABS.

Impregnarea probelor s-a efectuat cu soluții de polistiren (5—15%) solubilizat în tetraclorură de carbon.

Probele au fost efectuate în vederea stabilirii concentrației optime a soluției de polistiren cu care se efectuează impregnarea și pentru a constata eficacitatea și influența impregnării asupra proprietăților tehnologice ale amestecurilor de formare.

Soluțiile cu care s-a efectuat impregnarea au fost colorate cu ajutorul unui colorant pentru a se putea măsura cu ușurință adînci-

mea stratului de miez în care a pătruns soluția de polistiren. După impregnare probele au fost uscate timp de 2 h la 105° C.

Adîncimea de penetrare în mm a soluției de polistiren este arătată în tabelul de mai jos (tab. 1).*

Adîncimea stratului de impregnare *Tabelul 1*

Tipul epruvetei	Modul de impregnare	Concentrația sol. polistiren, %		
		5	10	15
Amestec cu 3% silicat de sodiu	imersare	8	13	13
	pensulare	3	2,5	4
	pulverizare	7	10	9
Amestec cu 4% silicat de sodiu	imersare	14	16	11
	pensulare	7	6	6,5
	pulverizare	4	6,5	6
Amestec cu 6% silicat de sodiu	imersare	16	18	11,5
	pulverizare	6	9	4
	pensulare	9	6,5	5,5
Amestec cu 2,5% rășină furanică	imersare	2	3	2,5
	pensulare	1,5	1	3
	pulverizare	1,5	2	2,25

* La unele lucrări experimentale au participat și ing. Sava Mihaela și ing. Moraru Mihaela

Analizînd datele prezentate în tabelul 1 se trag mai multe concluzii:

— se observă o mărire (creștere) a adîncimii de penetrare odată cu creșterea procentului de silicat de sodiu;

— se constată o creștere a adîncimii de penetrare a stratului impregnat odată cu creșterea procentului de polistiren;

— adîncimea de penetrare cea mai mare s-a obținut în cazul epruvetelor impregnate prin imersare.

Dacă impregnarea se efectuează prin pensulare, adîncimea de pătrundere este ceva mai mică (cca 1 mm) decît la impregnarea prin vidare, dar creșterea nu este esențială.

În general se constată o adîncime de pătrundere ceva mai mare în cazul impregnării cu soluție de polistiren 10%, dar diferențele față de celelalte soluții nu sînt remarcabile.

Rezistențele cele mai mari s-au obținut la epruvetele impregnate cu soluția cu 10% polistiren.

Epruvetele confecționate pentru determinările rezistenței la compresiune, tracțiune și încovoiere au fost impregnate prin pensulare și uscate la 105° C timp de 2 h.

Rezistența la compresiune a epruvetelor confecționate din nisip și silicat de sodiu (3, 4 și 6%), întărite cu bioxid de carbon și impregnate cu soluții de polistiren 5, 10 și 15%, este arătată în figura 1.

Se constată că rezistențele la compresiune cresc proporțional cu proporția de silicat de sodiu și impregnarea ridică de 4—5 ori valorile rezistențelor, cele mai mari rezistențe obținîndu-se în cazul soluției cu 10% polistiren (curba 2).

Rezistențele la tracțiune sînt în concordanță cu rezultatele arătate mai sus și sînt prezentate în figura 2.

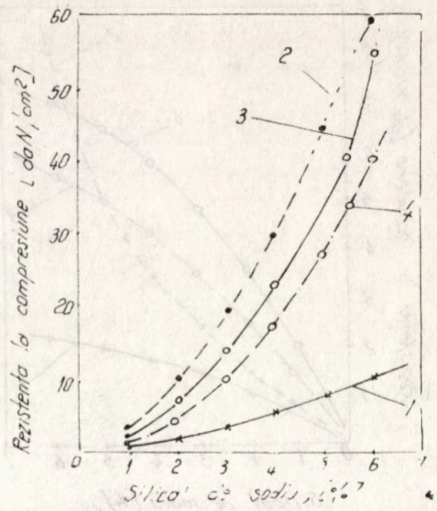


Fig. 1. Variația rezistenței la compresiune cu procentul de liant (silicat de sodiu): *1* — epruvetă etalon neimpregnată; *2* — epruvetă impregnată cu soluție de 10% polistiren; *3* — epruvetă impregnată cu soluție de 5% polistiren; *4* — epruvetă impregnată cu soluție de 15% polistiren

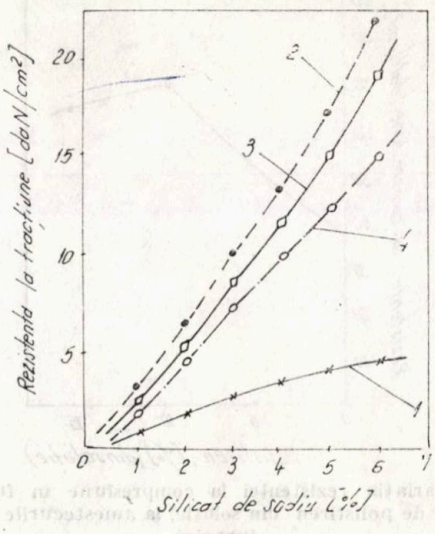


Fig. 2. Variația rezistenței la tracțiune funcție de procentul de liant (silicat de sodiu): *1* — epruvetă etalon (neimpregnată); *2* — epruvetă impregnată cu soluție de 10% polistiren; *3* — epruvetă impregantă cu soluție de 5% polistiren; *4* — epruvetă impregnată cu soluție de 15% polistiren

Creșterile de rezistență la tracțiune arată și mai evident efectul impregnării.

Rezistențele la încovoiere obținute la epruvetele impregnate cu soluții de polistiren sînt arătate în figura 3.

În cazul epruvetelor confecționate din nisip și rășini furanice, se constată, analizîndu-se rezistențele la compresiune (fig. 4), tracțiune (fig. 5) și încovoiere (fig. 6), că:

— valorile rezistențelor la tracțiune sînt de patru ori mai ridicate ca rezultat al aplicării operației de impregnare;

— rezistențele la încovoiere și compresiune arată o dublare a valorilor în cazul impregnării cu soluții de polistiren 10%;

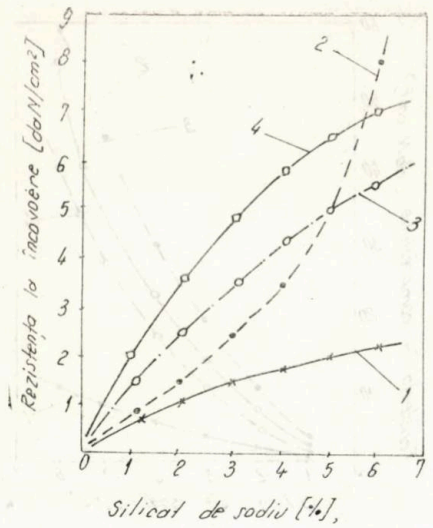


Fig. 3. Variația rezistenței la încovoiere cu procentul de liant: *1* — epruvetă etalon (neimpregnată); *2* — epruvetă impregnată cu soluție de 10% polistiren; *3* — epruvetă impregnată cu soluție de polistiren5 %; *4* — epruvetă impregnată cu soluție de 15% polistiren

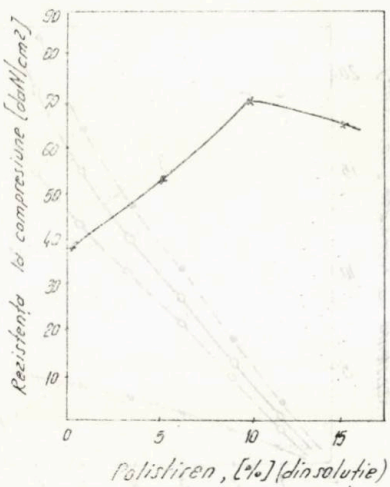


Fig. 4. Variația rezistenței la compresiune în funcție de procentul de polistiren din soluție, la amestecurile cu rășină furanică

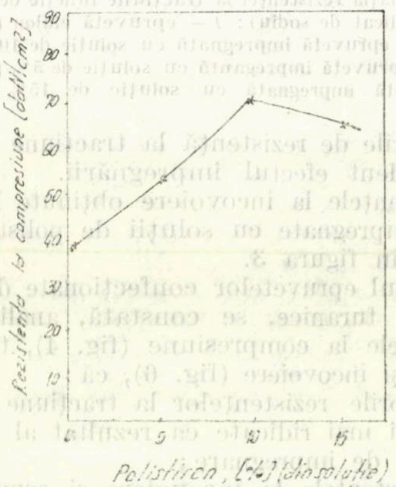


Fig. 5. Variația rezistenței la încovoiere în funcție de procentul de polistiren din soluție, la amestecurile cu rășină furanică

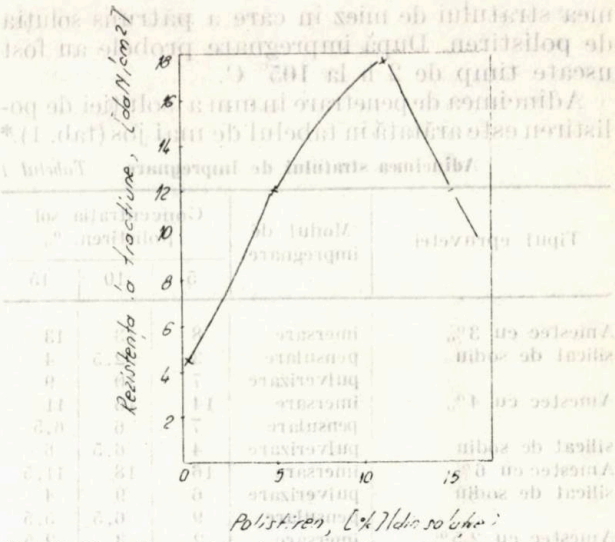


Fig. 6. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de procentul de polistiren din soluție, la amestecurile cu rășină furanică

— cele mai indicate soluții pentru impregnare sînt soluțiile cu 10% polistiren, care au prezentat valorile de rezistență cele mai ridicate.

Permeabilitatea scade cu aproximativ 30% în cazul utilizării impregnării. Amestecul cu 6% silicat de sodiu cu permeabilitatea 170 a prezentat după impregnare o valoare de 130 unități de permeabilitate, iar la amestecul cu rășină furanică permeabilitatea a scăzut de la 260 la 175 unități.

S-au turnat piese diferite din fontă, folosindu-se miezuri confecționate din amestecuri cu silicat de sodiu, întărite cu bioxid de carbon, impregnate cu soluție de polistiren.

Suprafața pieselor a fost corespunzătoare.

Concluzii

— Impregnarea cu soluții de polistiren ridică rezistențele de 2—4 ori.

— Concentrația optimă pentru efectuarea impregnării este de 10% polistiren, valori mai mici ducînd la rezistențe mai reduse, iar valori mai ridicate ducînd la o viscozitate prea mare a soluției care nu mai penetrează suficient miezurile tratate.

— Impregnarea duce la rezultate favorabile în special în cazul miezurilor mici cu configurații complicate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Elbert, S. A. În: Liteinoie proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 12, 1983, p. 19—20.

[2] Serebro, V. S. și Kuruşcin, V. B. În: Liteinoie proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 9, 1981, p. 15—16.

[3] Tumanova, P. P., Uvarov, A. V. și Degtiarev, V. I. În: Liteinoie proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 11, 1981, p. 14—15.

[4] Vișiankov, H. Iu. În: Liteinoie proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 9, 1980, p. 86—88.

[5] Itkis, Z. Ia., Vasin, I. P., Karșensghein, V. H. și Maluitin, V. C. În: Liteinoie proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 10, 1983, p. 12—13.

Posibilităţi de înlocuire a cocsului de turnătorie la elaborarea fontei în cubilou

(lucrare de sinteză)

Dr. ing. I. Riposan
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ : 669.162.16

Producţia mondială de cocs de turnătorie a crescut de la 2,3 mil. t în anul 1961 la 3,6 mil. t în 1980, urmînd să depăşească 4,0 mil. t în 1985, antrenînd deci consumuri mari de cărbune metalurgic special, precum şi de energie. Datorită faptului că acest tip de cărbune are o extindere geografică limitată, precum şi datorită implicaţiilor energetice actuale, costul cocsului de turnătorie a cunoscut o creştere accentuată în ultimul deceniu [1]. Pe piaţa mondială, costul acestui combustibil a crescut de la 30 dolari/t în anul 1959 la 145 dolari/t în 1979, depăşind 150 în actualul deceniu, cu perspectiva creşterii continue în viitor.

Avînd în vedere faptul că acest combustibil este scump şi deficitar, se impun măsuri atît pentru reducerea consumului specific, cît şi în vederea găsirii altor materiale, care să ducă la înlocuirea sa, parţială sau totală. Concomitent, se depun eforturi pentru realizarea în ţară a cocsului de turnătorie, din cărbune cocsificabil românesc.

Utilizarea cocsului de furnal (metalurgic)

Cocsul metalurgic, destinat utilizării în furnal, este caracterizat printr-o granulaţie redusă ($\leqslant 60$ mm) şi printr-o reactivitate la valori ridicate (25—50%), ceea ce-l împiedică să constituie un combustibil de bază pentru cubilouri. Trebuie avut în vedere faptul că are un cost mai scăzut decît al celui de turnătorie, precum şi o accesibilitate mai ridicată.

Datorită celor două carateristici de bază, respectiv granulaţie scăzută şi reactivitate ridicată, la utilizarea cocsului de furnal în cubilou se înregistrează o concentrare a zonei de ardere şi o lărgire a celei de reducere, crescînd în mare măsură cantitatea de CO_2 redusă la CO.

În tabelul 1 sînt prezentate principalele caracteristici ale procesului de ardere ale cocsului de turnătorie şi de furnal în cubilou [2].

În cazul utilizării cocsului de furnal, are loc o mărire însemnată a cantităţii de CO_2, redus la CO, în urma unei reacţii cu efect endoterm, prin care se consumă o mare parte din căldura realizată în cubilou, respectiv din cocsul utilizat. Din această cauză, temperatura gazelor se micşorează, astfel că primul efect înregistrat îl reprezintă scăderea temperaturii fontei (sub 1 300° C).

Tabelul 1

Caracteristicile procesului de ardere la cocsul de turnătorie şi de furnal

Tip combustibil	Proporţia din CO_2 realizat în zona de ardere, redus la CO, %	Conţinutul final de CO_2 în gazele ce părăsesc patul de cocs, %	Coeficientul de ardere η_v, %	Căldura consumată pentru reducerea CO_2 la CO	
				Din căldura realizată în cubilou, %	Din cocsul introdus în cubilou, %
Cocs turnătorie	30	12	61	24	18
Cocs furnal	60	7	46	43	30

Consumul ridicat de cocs în procesul de reducere a bioxidului de carbon (circa 30%) favorizează mărirea vitezei de coborîre a încărcăturii în cubilou, deci creşterea productivităţii. În realitate se ajunge însă la o micşorare a productivităţii cubiloului, datorită înrăutăţirii condiţiilor de încălzire a încărcăturii, în urma micşorării accentuate a temperaturii gazelor şi mai ales datorită înrăutăţirii procesului de ardere, din cauza conţinutului ridicat de cenuşă.

Granulaţia scăzută a cocsului de furnal constituie o altă problemă cu implicaţii negative asupra funcţionării cubiloului, datorită intensificării procesului de reducere a CO_2. În cazul utilizării unui cocs de turnătorie de calitate bună, la o granulaţie de 100 mm, 4% CO_2 este redus la CO, această cantitate crescînd la 7% CO_2 (50 mm) şi respectiv 11% CO_2, pentru o granulaţie a cocsului de 25 mm [3]. Se apreciază că în cazul cocsului de furnal acest proces este intensificat, datorită valorii mai mari a reactivităţii.

Gazele de ardere sînt caracterizate printr-un conţinut scăzut de CO_2, deci au o capacitate mai mică de oxidare, astfel că pierderile prin ardere sînt mai mici.

Utilizarea parţială a cocsului de furnal apare posibilă la cubilourile de dimensiuni mai mici, unde granulaţia are un efect negativ

mai scăzut și la care se poate realiza o zonă de ardere mai largă, ceea ce ar conduce la restrîngerea celei de reducere.

Acest lucru este realizat prin creșterea distanței dintre nivelurile rîndurilor de guri de aer, respectiv utilizarea a două rînduri (cubilouri cu aer secundar, cu redistribuirea acestuia) [4]. La aceste tipuri de cubilouri scade cantitatea de CO_2 redus la CO și se va mări zona din patul de cocs, în care temperatura acestuia este ridicată (zona de ardere). Este necesară însă utilizarea unor consumuri specifice mai mari decît în cazul cocsului de turnătorie.

În cazul folosirii combustibilului mixt (cocs de turnătorie și furnal), apare problema diferenței de granulație care favorizează compactizarea patului de cocs, respectiv extinderea zonei de reducere. Acest lucru impune utilizarea acestei soluții în special în cazul cubilourilor mai mici, unde este posibilă utilizarea unui cocs de turnătorie de granulație mai mică. Este obligatorie însă utilizarea aerului cald. O experiență în folosirea cocsului de furnal are C.S.V. Călan [5].

Antracitul, combustibil natural pentru cubilou

Antracitul are o capacitate scăzută de reducere a bioxidului de carbon din gazele de ardere, deci o reactivitate scăzută, inferioară chiar față de cocsul de turnătorie. De asemenea, are un cost mai mic decît acesta. Problema principală o constituie faptul că are o granulație scăzută și neuniformă; datorită friabilității accentuate, se sfărîmă ușor în condițiile de funcționare ale cubiloului.

Rezultate bune au fost înregistrate la cubilourile mici, la o înlocuire parțială (50%) a cocsului de turnătorie [2], [3].

Cărbune brun

Încercările efectuate în vederea utilizării cărbunelui brun (brichete) în cubilou au arătat că principala problemă o constituie valoarea ridicată a reactivității, care determină restrîngeri însemnate ale zonei de ardere, respectiv o extindere a celei de reducere (fig. 1) [3].

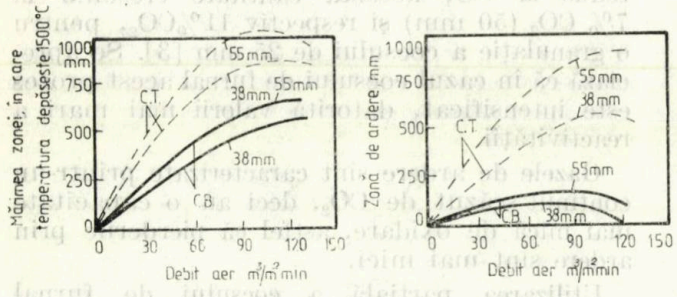


Fig. 1. Mărimea zonei de temperatură maximă în cubilou în funcție de tipul combustibilului (*C.T.* — cocs turnătorie; *C.B.* — cărbune brun)

Reactivitatea mărită a acestui combustibil (60 U.R.) față de 12 unități de reactivitate la cocsul de turnătorie (20 U.R. la cel de furnal) determină o reducere accentuată a conținutului de CO_2 în gaze (fig. 2) [3].

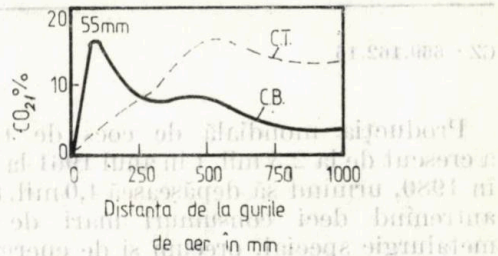


Fig. 2. Variația cantității de CO_2 în compoziția gazului de cubilou, în cazul unor combustibili cu reactivitate scăzută (*C.T.*) și foarte mare (*C.B.*)

Cu toate acestea, în cazul unor cubilouri cu diametru scăzut, au fost obținute rezultate mulțumitoare. Astfel, la un cubilou Ø 600 mm, ce funcționează cu 12,5% combustibil, în cazul cărbunelui brun (60 mm) a fost obținută o temperatură a fontei de 1 395° C, în timp ce în cazul cocsului de turnătorie (70 mm) au fost obținute temperaturi de 1 480° C. Se apreciază însă că sînt necesare consumuri mai mari de asemenea combustibili, pentru a obține rezultate stabile [3].

Cocs sintetic

În unele cazuri, este posibilă utilizarea unor sortimente de cocs sintetic realizate din prelucrarea altor materiale carbonice. Astfel, este posibilă realizarea unui aglomerat din praf de antracit, asigurîndu-se o mărire a granulației și un cost mai scăzut decît al cocsului de turnătorie.

Din cocs petrol se realizează brichete de 100—150 mm diametru, caracterizate printr-o granulație uniformă și o reactivitate scăzută, ceea ce le permite utilizarea în cubilou. Trebuie remarcat de asemenea conținutul scăzut de sulf, ceea ce asigură obținerea unor fonte de calitate [2].

Cocsul de turnătorie cu granulație foarte scăzută, rezultat din procesul de sortare, constituie o rezervă importantă de combustibil pentru cubilou. Realizarea unei tehnologii eficiente de brichetare a acestui cocs mărunt în vederea realizării unei granulații de minimum 100 mm, cu o rezistență mecanică ridicată, ar permite creșterea gradului de valorificare a cocsului de turnătorie. Rezultatele obținute în acest sens la I. M. Bacău merită să fie extinse și la alte turnătorii [6].

Deșeuri de anozi

Deșeurile anozilor utilizați la electroliza aluminei pot constitui materiale pentru înlocuirea parțială a cocsului de turnătorie. În stare ini-

țială (înainte de electroliză), aceste materiale carbonice sînt caracterizate printr-o mare compactitate (sub 30% porozitate) și rezistență mecanică (R_c = 285 — 390 daN/mm²), putere calorică ridicată (> 30 000 kj/kg C), conținut scăzut de cenușă și sulf (< 1,0%).

Trebuie avut însă în vedere faptul că, în urma procesului de electroliză, se realizează o creștere a porozității și a gradului de impurificare. De asemenea, aceste materiale au o reactivitate superioară cocsului de turnătorie [7], [8].

Deșeurile de anozi pot fi utilizate în cubilou, cu condiția ca gradul lor de impurificare să fie scăzut (< 3%). În aceste condiții, cocsul de turnătorie poate fi înlocuit pînă la 30% în porție și maximum 50% în patul de cocs. În plus mai pot fi obținute următoarele:

— mărirea capacității de carburare a cubiloului, respectiv utilizarea unei încărcături cu un conținut mai ridicat de deșeuri de oțel;

— micșorarea puterii de oxidare a gazelor, astfel că este posibilă folosirea unor materiale metalice cu suprafață specifică ridicată (de dimensiuni scăzute), precum și recuperarea elementelor de aliere.

În cazul in care se utilizează deșeuri de anozi cu grad ridicat de impurificare, arderea este frînată, iar temperatura gazelor scade. În plus, rezultă o cantitate mare de zgură, cu viscozitate ridicată (cu aspect de smoală), ce poate bloca cubiloul, începînd cu înrăutățirea contactului între oxigen și carbon [7], [8].

Carbura de calciu

Carbura de calciu de turnătorie, de compoziție eutectică, poate fi utilizată în cubilou, ca un combustibil suplimentar sau ca un înlocuitor parțial al cocsului. Un astfel de material, cu un conținut de circa 72% CaC_2 și 28% CaO, are o temperatură de topire de 1 650 °C. Mărirea conținutului de CaC_2 la 90% determină creșterea temperaturii de topire la 2 100° C, iar scăderea la 60% CaC_2 duce la o topire la 1 800° C.

Carbura de calciu, la o granulație de 25—50 mm (D < 1 000 mm), respectiv 50—80 mm (D > 1000 mm), este introdusă în încărcătura cubiloului (în porții). La coborîrea în cubilou, granulele de carbură de calciu se încălzesc, ajungînd la topire odată cu încărcătura metalică.

Picăturile de carbură de calciu ajung în zona de ardere din patul de cocs unde au loc reacțiile:

$$2\,CaC_2 + 3O_2 = 2\,CaO + 4\,CO + 12\,540\ kJ/kgCaC_2 \quad (1)$$

$$2\,CaC_2 + 5O_2 = 2\,CaO + 4\,CO_2 + 21\,234\ kJ/kgCaC_2 \quad (2)$$

Rezultă deci că se obține un efect termic cuprins în limitele 12 500—21 300 kJ/kgCaC_2, acesta tinzînd spre limita maximă odată cu micșorarea temperaturii de topire.

Creșterea temperaturii gazelor de ardere și a cocsului din patul de cocs favorizează supraîncălzirea fontei, acest efect fiind mai accentuat la consumuri mai mici de cocs (tab. 2).

Tabelul 2

Supraîncălzirea fontei, ca urmare a utilizării CaC_2 în cubilou

Consumul de cocs, %	8		10		12		14		16	
CaC_2, %	2	4	2	4	2	4	2	4	2	4
Creșterea temperaturii fontei, °C	60	90	50	80	40	60	40	60	30	50

Astfel, la 8—10% K, se obțin creșteri ale temperaturii fontei cu 20—30°C/1% CaC_2, față de 15—20° C/1% CaC_2 la 12—14% K, respectiv 10—15° C/1% CaC_2 la 16—20% K.

Carbura de calciu poate înlocui o parte din cocsul de turnătorie, pentru o anumită temperatură a fontei. Astfel, valori de 1 500° C pentru fonta elaborată într-un cubilou au fost obținute la 17% K, 13% K + 2% CaC_2 și 10% K + + 4% CaC_2. În general se utilizează 1—4% CaC_2, înlocuirea fiind de 1% CaC_2 la 2% K.

Atît carbura de calciu (CaC_2), cît și oxidul de calciu, existent sau produs în urma reacțiilor de ardere, contribuie la procesul de desulfurare a fontei, astfel că este posibilă obținerea unor conținuturi de sulf cu 0,01—0,02% mai scăzute. De asemenea, se înregistrează și o mărire a productivității cubiloului, cu 10—20% [9].

Utilizarea carburii de calciu în cubilou ridică însă unele probleme:

— necesitatea respectării compoziției eutectice;

— pericolul de formare a acetilenei, ce poate produce explozii, în cazul neasigurării unor condiții corespunzătoare de păstrare (recipiente închise; ambalare în folii de polietilenă).

Deși carbura de calciu constituie un material la producerea căruia se consumă o cantitate mare de energie, poate fi luat totuși în considerare ca o eventuală posibilitate de reducere a cocsului de turnătorie în principal în cazurile în care se dorește o creștere a temperaturii fontei.

Cocs și gaze ce conțin CO

O serie de gaze de ardere conțin cantități mari de oxid de carbon, gaz combustibil capabil să dezvolte o cantitate de căldură de circa

12 600 kJ/Nm³CO, în urma arderii la CO_2. Aceste gaze pot fi utilizate la cubilou. Astfel, în mai multe țări există cubilouri ce funcționează cu cocs și gaz de cocs. Arzătoarele sînt dispuse la partea superioară a patului de cocs.

Gazele rezultate din arderea gazului de cocs suplinesc pe cele corespunzătoare cocsului înlocuit, asigurînd condiții aproape similare de încălzire a încărcăturii. Micșorarea înălțimii patului de cocs, datorită reducerii consumului acestuia, explică atît scăderea capacității de carburare, cît și de supraîncălzire a cubiloului.

Într-o altă variantă, din zona de încălzire a cubiloului sînt captate gazele de ardere (circa 20%), care, după purificare, sînt introduse în zona de ardere, unde se realizează arderea oxidului la bioxid de carbon, cu dezvoltare de căldură. Aceste cubilouri funcționează în bune condiții și în cazul în care aerul este înlocuit cu oxigen, care participă atît la arderea cocsului, cît și a oxidului de carbon.

La punerea în funcțiune a cubiloului, pentru aprinderea patului de cocs și topirea primelor porții metalice, se introduce pentru combustie aer. După topirea primelor porții de încărcătură, se întrerupe alimentarea cu aer a cubiloului și prin gurile de aer inferioare se introduce oxigen, iar prin cele din rîndul II — gazele de cubilou recirculate.

Acest procedeu, brevetat de firma „General Motors" — S.U.A., prezintă o serie de avantaje: este eliminat „balastul" de azot, se realizează arderea CO recirculat, scade consumul de cocs cu circa 30%, cantitatea de zgură se micșorează cu 25%. Scăderea volumului de gaze din cubilou, fără să afecteze negativ procesul de încălzire a încărcăturii, favorizează costuri mai mici pentru purificare [10].

Cocs și praf de cocs sau cărbune

Injectarea prafului de cocs prin gurile de aer, deci direct în zona de ardere, determină o reducere a consumului de cocs cu pînă la 20%, după datele firmei „Lynchburg Foundry" S.U.A. [11].

Rezultate promițătoare în acest sens au fost obținute la I. „Unio" — Satu Mare, unde există preocupări de mai mulți ani pentru utilizarea în cubilou a prafului de cărbune și cocs.

Cubilourile cu aer secundar (cu redistribuirea aerului) creează condiții favorabile arderii prafului de cărbune în cubilou, datorită extinderii zonei în care există oxigen liber, deci scade posibilitatea ca praful de cărbune să părăsească zona de ardere din patul de cocs, fără să fie consumat.

Combustibilul sub formă de praf poate fi ars și în arzătoare în afara cubiloului. De exemplu în Anglia, în cazul unor cubilouri Ø 1 220 mm, au fost utilizate camere de ardere, dispuse la o distanță de 1 100 mm deasupra gurilor de aer, în care are loc arderea prafului de cocs, gazele rezultate fiind introduse în cubilou. Utilizarea a șase arzătoare ce funcționează cu praf de cocs a permis reducerea consumului de cocs cu 20—30%, asigurînd o temperatură a fontei de 1 450—1 460 °C [12].

Încărcătura acestui cubilou a constat din 95% deșeuri de oțel, 5% deșeuri proprii și 2,5% FeSi. La un consum de cocs de 16—17,6% temperatura fontei era de 1 540° C. Înlocuirea parțială a cocsului cu praf de cocs asigură în mod constant o temperatură a fontei, pe jgheab, de 1 450—1 460 °C, respectiv de 1 400—1 420° C în oală.

Cocs și gaz metan

Gazele naturale pot înlocui parțial cocsul de turnătorie, în condițiile în care cubilourile suferă anumite transformări. Gazele naturale ajung, din conducta de gaze, în arzătoare, ce primesc aer dintr-o conductă inelară, independentă față de cea de alimentare a gurilor de aer, sau comună cu aceasta.

Arzătoarele sînt dispuse pe secțiunea cubiloului, astfel încît să se asigure o repartizare uniformă a gazelor de ardere rezultate, ce pătrund în cubilou.

Combustia în camerele de ardere se realizează cu un coeficient de exces de aer $\alpha = 1{,}05$, astfel încît să se asigure un efect termic maxim al reacției:

$$CH_4 + O_2 = CO_2 + {}_2H_2O + 35\,900, \quad kJ/Nm^3 \qquad (3)$$

Astfel se obțin temperaturi ale gazelor de 1 700—1 800° C, acestea prezentînd însă un puternic caracter oxidant, conținînd CO_2, H_2O, O_2, N_2 etc. Componentele oxidante (CO_2, H_2O) pot fi reduse de către carbonul din cocs, prin reacțiile endoterme:

$$C + CO_2 = 2\,CO - 14\,400, \quad kJ/kg \cdot C \qquad (4)$$

$$C + H_2O = CO + H_2 - 11\,290, kJ/kg \cdot C \qquad (5)$$

Acest lucru trebuie avut în vedere la stabilirea locului de amplasare a arzătoarelor, poziția acestora trebuind să asigure:

— un contact cît mai redus între gazele rezultate din arderea gazului metan (cu conținut ridicat de CO_2 și H_2O) și cocsul din patul de cocs;

— maximul temperaturii gazelor, rezultate din arderea gazului metan, să se găsească în continuarea celui rezultat din arderea cocsului. În cazul în care distanța între poziția celor

două maxime este mare, apar perturbații în funcționarea cubiloului.

Realizarea celor două condiții impuse este posibilă, în cazul în care arzătoarele sînt amplasate în zona de reducere a cubiloului, la partea superioară a acestuia.

Introducerea directă a gazului metan în cubilou nu este eficientă, deoarece are loc o disociere a acestuia, cu consum de căldură, produsele (C și H_2) urmînd să participe la reacțiile de ardere.

Carbonul și hidrogenul rezultate din disociere sînt preluate de către gaze, astfel că pot părăsi zona de ardere fără să participe în întregime la reacțiile cu oxigenul.

Este preferabilă deci arderea gazului metan în afara cubiloului.

La un consum constant de cocs, se mărește atît volumul, cît și temperatura gazelor de la partea superioară a cubiloului, ceea ce influențează favorabil procesul de încălzire al încărcăturii metalice, astfel că în final se realizează o creștere a temperaturii fontei.

În majoritatea cazurilor, însă, gazul este utilizat în vederea reducerii consumului de cocs. În această variantă, gazele rezultate din arderea CH_4 înlocuiesc pe cele produse de o parte din cocsul de combustie, care este astfel înlocuit.

În general se practică o înlocuire de 2,1—2,3 kg cocs cu 1 Nm^3 gaz metan, fiind posibilă o reducere a consumului de cocs cu 25—40%.

Cubilourile cu cocs și gaz metan funcționează cu 6—9% K și 30—50 Nm^3 CH_4/t.

Cei doi combustibili participă în mod diferit la procesele de topire și supraîncălzire a fontei.

Astfel, căldura necesară pentru încălzirea și topirea încărcăturii metalice este preluată de la gazele de ardere, produse de către cocs și gazul metan, în timp ce supraîncălzirea se realizează numai pe seama cocsului. Din această cauză, consumul de cocs nu poate fi redus sub 6%, pentru a realiza o zonă de supraîncălzire minimă, capabilă să asigure o temperatură a fontei de minimum 1 400° C.

La cubilourile cu cocs și gaz metan, se obțin temperaturi ale fontei de 1 400—1 480° C, în cazul utilizării aerului rece și de 1 450 ... —1 550°C, în cazul folosirii aerului cald.

Micșorarea consumului de cocs favorizează creșterea vitezei de coborîre a încărcăturii în cubilou, astfel că se realizează o mărire a productivității acestuia. De exemplu, utilizarea la un cubilou a 6% K și a 55,6 Nm^3CH_4/t a permis obținerea unei productivități de 11,2 t/h, față de numai 5,6 t/h, cît se realiza la 15% K (fără CH_4).

Rezultă deci că reducerea consumului de cocs, în urma înlocuirii acestuia cu gaz metan, favorizează capacitatea de topire (crește productivitatea), dar afectează procesul de supraîncălzire (scade temperatura).

Reglarea independentă a productivității și temperaturii fontei se poate realiza în cazul în care gazul metan este utilizat pentru topire, iar cocsul, pentru supraîncălzire [7]. Încărcătura constă din materiale metalice și calcar, iar, în vederea asigurării unei porozități corespunzătoare, se adaugă și mici cantități de cocs (2%). Căldura necesară pentru încălzire și topire este asigurată de către arzătoarele amplasate sub un grătar cu rolul de susținere a coloanei de încărcătură. Fonta lichidă la temperaturi de 1 200—1 360° C (în medie 1 270° C) ajunge în creuzet unde are loc supraîncăzirea și carburarea. Aceste procese sînt realizate cu ajutorul cocsului introdus în creuzet printr-un orificiu și încălzit în urma unor procese de ardere, realizate cu ajutorul aerului sau oxigenului, introduse prin gurile de aer amplasate la acest nivel.

Cocsul se introduce în creuzet în regim semicontinuu, în cantitate de 3—7% din masa încărcăturii metalice. Capacitatea de topire este reglată prin puterea calorică a arzătoarelor, în timp ce supraîncălzirea depinde de înălțimea cocsului din creuzet (300—700 mm deasupra gurilor de aer) și de intensitatea de ardere a acestuia. De exemplu, la 6% K și la un aer îmbogățit cu 4% O_2, a fost obținută o temperatură de 1 600° C.

Compoziția chimică a gazelor suferă anumite schimbări, în cazul cubilourilor cu cocs și gaz metan (tab. 3). Se remarcă creșterea ponderii

Tabelul 3

Compoziția chimică a gazelor, la cubiloul u cocs și CH_4

Tipul cubiloului	Compoziția chimică a gazelor, %			
	CO_2	CO	H_2O	N_2
Cu cocs	15	12	1,5	70
Cu cocs și gaz metan	20,55	3,48	5,17	70,19

gazelor oxidante (CO_2, H_2O) și micșorarea conținutului de CO (gaz toxic). Din această cauză se intensifică oxidarea elementelor, pierderile prin ardere crescînd (în special în cazul siliciului) (fig. 3).

Reducerea consumului de cocs, respectiv a înălțimii patului de cocs, afectează procesele de carburare și sulfurare a fontei.

Rezultă deci că în cazul cubiloului cu cocs și gaz metan capacitatea de carburare scade cu efect negativ în ceea ce privește utilizarea fierului vechi în încărcătură, dar pozitiv în cazul în care se urmărește obținerea unor fonte cu carbon scăzut (ex. Fm).

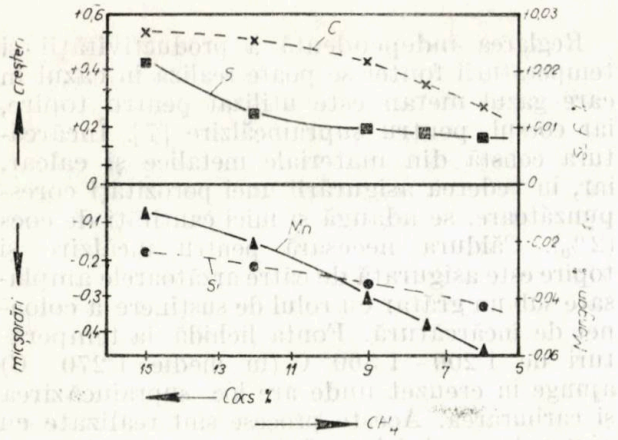


Fig. 3. Variaţia compoziţiei chimice a fontei la utilizarea cocsului şi gazului metan, în raport cu conţinutul elementelor în încărcătură

Micşorarea conţinutului de sulf favorizează obţinerea fontelor modificate, cu grafit vermicular sau nodular.

Reducerea volumului de gaze rezultate din arderea cocsului determină micşorarea cantităţii de praf din gaze şi mai ales a ponderii fracţiei mărunte. Pe de altă parte, gazele conţin mai puţine componente toxice (CO, SO_2). Toate aceste elemente conduc la micşorarea costului instalaţiilor de purificare a gazelor.

Experienţa acumulată într-o serie de întreprinderi din R.S.R., în ceea ce priveşte utilizarea gazului metan la cubilou, poate constitui baza extinderii acestei tehnologii, chiar dacă există probleme în distribuirea acestui combustibil. O fundamentare tehnico-economică poate evidenţia avantajele acestei soluţii, în condiţiile importării integrale a cocsului de turnătorie.

Cocs şi produse petroliere

Un astfel de cubilou este prevăzut cu generatoare de gaze în care are loc arderea produselor petroliere, precum şi cu arzătoare auxiliare ce funcţionează cu gaz natural. Această dublă alimentare permite reducerea consumului de produse petroliere.

În cazul unei puteri calorice de circa 42 000 kJ/l, raportul de înlocuire a cocsului este de 3 : 1, respectiv 3 kg cocs înlocuite de către 1 l petrol.

La un cubilou Ø 600 mm (firma Mifuji Frou Works-Japonia), efectele obţinute în urma înlocuirii parţiale a cocsului cu produse petroliere sînt cele prezentate în tabelul 4 [13]. Rezultă deci posibilitatea funcţionării cu un consum redus de cocs, în condiţiile realizării unei supraîncălziri avansate a fontei şi a unei productivităţi sporite, asigurîndu-se în acelaşi timp o reducere a gradului de poluare (gazele nu conţin praf mai mult de 1 g/m³).

În Anglia, există în exploatare mai multe cubilouri de acest fel.

Tabelul 4

Parametrii cubiloului Ø 600 mm ce funcţionează cu cocs şi produse petroliere

Parametrul	Tipul cubiloului	
	Cu cocs	Cu cocs şi produse petroliere
Consumul de cocs, %	14—16	10
Produsele petroliere, l/h	—	90—114
Temperatura fontei, °C	max. 1 500	1 530
Productivitatea, t/h	2	2,5—3,3
Randamentul termic, %	25	30
Praful în gazele de ardere, g/Nm³	1,5—1,8	max. 1,0

De exemplu, la Ø 760 mm, consumul de cocs variază în limitele 6—12% [12]. Rezultate interesante au fost obţinute, prin exploatarea acestor cubilouri, în Egipt [14].

Criza energetică în general şi cea petrolieră în special au determinat o diminuare a preocupărilor în această direcţie, în ultimul timp, dar există încă multe astfel de cubilouri în funcţiune.

Cubilouri fără cocs

Cuptoarele tip cuvă (cubilourile) ce funcţionează pe baza arderii unor combustibili gazoşi sau lichizi, deci fără cocs, constituie agregate de elaborare de perspectivă pentru turnătoriile de fontă [7], [13]—[18].

Trecerea de la cubilourile cu cocs sau cocs-gaz (produse petroliere) la cele fără cocs este posibilă în urma rezolvării a trei probleme principale :

— susţinerea coloanei de încărcătură;
— carburarea topiturii;
— supraîncălzirea fontei lichide.

În figura 4 este prezentată schema unui cubilou ce rezolvă în condiţii bune primele două cerinţe şi satisfăcător pe cea de a treia.

Susţinerea coloanei de încărcătură este realizată de către un grătar din ţevi prin care circulă apa, învelite într-un material refractar.

Căldura este realizată cu ajutorul arzătoarelor dispuse sub nivelul grătarului, cu o înclinare faţă de orizontală de 10°. Aceste arzătoare funcţionează cu gaz natural (CH_4), butan, propan, petrol sau alţi combustibili lichizi sau gazoşi cu conţinut scăzut de sulf şi care au o putere calorică suficient de ridicată. În general funcţionarea arzătoarelor este condusă în aşa fel încît să se realizeze o atmosferă slab reducătoare.

Gazele de ardere pătrund, prin grătar, în zona ocupată de încărcătură, ducînd la încălzirea și topirea acesteia. Zona de topire se află amplasată deasupra grătarului. Fonta lichidă

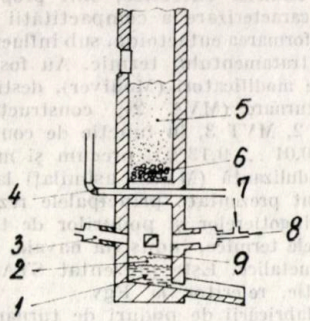


Fig. 4. Cubilou fără cocs [7], [14], [18]: *1* — fontă lichidă; *2* — zgură; *3* — arzătoare; *4* — țevi pentru răcire cu apă; *5* — încărcătură cubilou; *6* — material refractar; *7* — aer; *8* — gaz; *9* — injector praf grafit pentru carburare

rezultată curge prin grătar și se acumulează în creuzetul cubiloului, împreună cu zgura, sau este evacuată continuu într-un antecreuzet.

Carburarea topiturii are loc prin injectarea de praf de grafit, sub nivelul grătarului, acest material fiind asimilat de fonta lichidă cu un randament de circa 60%. În timpul topirii, carbonul din încărcătură scade cu circa 0,5%. Micșorarea temperaturii fontei este de circa 50° C pentru 1% C asimilat.

Ca material de carburare se pot utiliza praf de grafit, cocs petrol măcinat, fiind posibilă o mărire a conținutului de carbon cu pînă la 3%. În aceste condiții, încărcătura cubiloului poate conține cantități mai mari de fier vechi (de regulă pînă la 50%).

Schimbarea conținutului de carbon al fontei elaborate se realizează prin varierea cantității de material de carburare injectat și nu prin schimbarea încărcăturii, așa cum se întîmplă la cubilourile cu cocs [14].

Supraîncălzirea fontei lichide are loc în timpul trecerii acesteia prin patul de material refractar (450—600 mm) aflat pe grătar și la contactul cu acesta. Căldura gazelor participă relativ puțin la supraîncălzirea fontei.

Consumul de material din patul refractar este de 1,5—3% din cantitatea de fontă lichidă și depinde de temperatura acesteia.

Folosirea petrolului asigură o temperatură a fontei cu circa 30° C mai mare decît în cazul folosirii propanului sau gazului metan.

În general, temperatura fontei este de 1 400—1 480° C.

Supraîncălzirea fontei constituie totuși o problemă la aceste tipuri de cubilouri, cu atît mai mult cu cît materialele refractare speciale, ce participă la supraîncălzire, constituie 50% din totalul cheltuielilor de elaborare.

Intensificarea procesului de supraîncălzire poate fi realizată în cazul folosirii energiei electrice. Aceste cubilouri, cunoscute sub denumirea electro-gaz [16], utilizează arzătoare pentru încălzirea și topirea încărcăturii și energia electrică pentru încălzirea zgurei, prin intermediul căreia are loc supraîncălzirea fontei.

Cantitatea de zgură se mărește cu 30—100%, față de valorile obișnuite prin adaosuri de materiale generatoare de zgură, încălzirea avînd loc cu ajutorul unor electrozi.

Fonta lichidă, trecînd prin stratul de zgură, se supraîncălzește, la un consum de energie electrică de circa 50 kWh/t fontă. Mai mult decît atît, are loc și un proces de rafinare, respectiv de micșorare a conținutului de gaze, incluziuni. În cazul în care materialele generatoare de zgură conțin săruri de Ca, Mg, Na, are loc și o compactizare a grafitului, pînă la forma nodulară.

În afară de posibilitatea eliminării complete a utilizării cocsului de turnătorie, în condițiile obținerii unor fonte cu temperaturi ridicate și la o productivitate sporită, cubilourile fără cocs mai prezintă și alte avantaje:

— randament termic ridicat (50—70%);

— grad mai redus de poluare, datorită micșorării conținutului de praf și gaze toxice (CO, SO_2);

— funcționarea este continuă, existînd condiții pentru automatizarea proceselor;

— consumul de zidării este mai redus cu 30—40% față de cubilourile cu cocs.

BIBLIOGRAFIE

[1] Miske, J. C. În: Foundry Management and Technology, S.U.A., dec. 1979, p. 42—50.

[2] Rehder, J. E. În: Foundry Management and Technology, S.U.A., nr. 2, 1981, p. 49—53.

[3] Rehder, J. E. În: Foundry Management and Technology, S.U.A., mai, 1979, p. 44—50.

[4] Ripoșan, I. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1984, p. 109—112.

[5] Petrescu, L. ș. a. În: Metalurgia, R.S.R., 1985

[6] Matei, R. ș.a. A IX-a Conferință Națională de turnătorie, mai 1985, lucr. nr. 49, S.I.

[7] Ripoșan, I. și Chișamera, M. *Tehnologia elaborării și turnării fontei*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1981.

[8] Ripoșan, I. și Năsui, L. În: Metalurgia, R.S.R 1976, nr. 7,

[9] Mal, A. În: Fonderie Belge, Belgia, nr. 4, 1976, p. 39—42.

[10] Hodes Isidore — Patent S.U.A., nr. 658. 477, publ. 20.08.1977.

[11] Kletkin, J. G. În: Liteinoie Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 12, 1981, p. 5—7.

[12] Selby, M. În: Giesserei- Praxis, R.F.G., nr. 19—20, 1979, p. 379—392.

[13] S'vidlev, S. S., În: Tehnocrat, nr. 6, 1977, p. 37—40.

[14] Nofal, A. A. ș.a. — Al 50-lea Congres Internațional de turnătorie, Cairo, 1983, R. 25.

[15] Yokoi, A. — J. Jap. Gen. Foundry Center, Japonia, nr. 6, 1976, p. 22—29.

[16] Gracev, V. A. *Progresivnie tehnologhiceskie protessi plarki i obrabotki ciuguna*. Penz, U.R.S.S., 1975.

[17] Taft, R. T. și Parkins, H. R. În: Foundry Trade Journal, S.U.A., 1978, nr. 3, p. 471—485.

[18] Taft, R. T. În: Foundry Trade Journal, S.U.A., 1974, p. 707—718.

A IX-A CONFERINȚĂ NAȚIONALĂ DE TURNĂTORIE

Organizată sub deviza „TEHNOLOGIE – CALITATE-EFICIENȚĂ ECONOMICĂ", cea de a IX-a Conferință Națională de Turnătorie a reunit la Cluj-Napoca, în perioada 23–25 Mai 1985, un număr record de participanți (600) din 130 întreprinderi și instituții, institute de cercetare și proiectare, de învățămînt superior, din întreaga țară.

Ședința inaugurală de deschidere a constituit prilejul analizei activității Comisiei de Turnătorie–CNIT de la precedenta Conferință Națională (mai 1983, Iași), evidențiindu-se de asemenea modul în care au fost rezolvate problemele cuprinse în Rezoluția adoptată cu acel prilej. S-a apreciat că, în cei doi ani care au trecut între Conferințele VIII și IX, s-a depus o activitate intensă, menită să contribuie la introducerea progresului tehnic în turnătorii, la generalizarea rezultatelor bune obținute în multe din turnătoriile din R.S.R. Cele 8 consfătuiri tehnico-științifice, organizate în toate zonele țării, în această perioadă, cu peste 800 participanți, au dezbătut probleme privind reducerea consumului de cocs de turnătorie, dezvoltarea producției de fonte cu grafit nodular și vermicular, fabricarea fontelor de înaltă puritate, reducerea rebutului de piese turnate, îmbunătățirea calității suprafeței pieselor, tehnologii perfecționate de realizare a formelor de turnare etc.

În cadrul conferinței, au fost prezentate, în două secții, un număr de 134 lucrări, de peste 300 autori, proveniți din 55 întreprinderi și instituții.

Prezentarea unor referate de sinteză asupra unor grupuri de lucrări, cu tematică apropiată, a dat posibilitatea participării la discuții și dezbateri a unui mare număr de participanți, acesta fiind un cîștig deosebit al acestui nou mod de prezentare.

Concluziile lucrărilor prezentate și ale discuțiilor ce au urmat au stat la baza întocmirii rezoluției conferinței acesteia, supusă dezbaterii și aprobării în ședința de închidere a acesteia.

Rezoluția celei de a IX-a Conferințe Naționale de Turnătorie prevede ca, și în continuare, să se depună eforturi pentru reducerea consumului de materii prime, materiale și energie, în mod deosebit a celor deficitare, extinderea tehnologiilor de fabricare a pieselor de înaltă productivitate, promovarea fontelor de înaltă calitate (Fgn, Fgv) și înlocuirea în mai mare măsură a pieselor turnate din oțel, extinderea aplicării tehnologiilor de regenerare a amestecurilor de formare etc.

În cadrul aceleiași ședințe de închidere a fost ales Biroul Comisiei de Turnătorie, membrii acestuia primind sarcini concrete în rezolvarea problemelor cuprinse în Rezoluția Conferinței.

Participanții la conferință au avut posibilitatea cunoașterii unor realizări de prestigiu ale producției de piese turnate din Cluj-Napoca, datorită vizitelor organizate la Combinatul de Utilaj Greu (C.U.G.), întreprinderile Tehnofrig, Unirea, Armătura.

Condițiile excelente asigurate de organizatori pentru buna desfășurare a lucrărilor conferinței în localul nou al Institutului Politehnic, precum și vizitelor de documentare în întreprinderi industriale, ca și rezolvarea tuturor problemelor sociale ridicate de numărul mare de participanți au permis închiderea cu succes a acestei prestigioase manifestări tehnico-științifice.

Avînd în vedere importanța problematicii tratate în lucrările aflate în programul conferinței, în continuare vor fi prezentate pe scurt principalele probleme abordate într-o parte a acestor lucrări, restul urmînd să fie prezentate în alte numere ale revistei.

1. Obținerea fontelor cu grafit vermicular și nodular

O analiză sintetică a stadiului actual al cunoașterii, producerii și utilizării fontei cu grafit vermicular în România, la 15 ani de la inițierea cercetărilor în acest domeniu, este realizată de către lucrarea [1]. Sînt evidențiate principalele contribuții la elucidarea unor particularități ale procesului de formare a celulelor eutectice, sînt propuse mai multe modalități de caracterizare a compactității grafitului, este analizată transformarea eutectoidă, sub influența elementelor de aliere și a tratamentului termic. Au fost realizate mai multe grupe de modificatori (Modiver), destinați producerii utilajului de turnare (MVA 2), construcției de mașini (MVT 1, MVT 2, MVT 3, în funcție de conținutul de sulf al fontei, S = 0,01 ... 0,13%), precum și modificatori fără acțiune antinodulizantă (MVC), asimilați la I. M. Vaslui.

Pe scurt, sînt prezentate principalele rezultate obținute în fabricarea lingotierelor și podurilor de turnare, pieselor pentru motoarele termice, industria navală, armături industriale, forme metalice. Este prezentat STAS 15.020/85, în curs de apariție, referitor la Fgv.

Experiența fabricării de poduri de turnare (25 t) și lingotiere (10 t) din Fgv, la I.M. Alba Iulia, constituie subiectul lucrării [2]. Experiențele de laborator (I.P.B.) au condus la realizarea unor modificatori originali din sistemul FeSiCaAlTi-Mg (Brevet R.S.R. nr. 86.310), simbol Modiver MVA 2, utilizați apoi la obținerea utilajului de turnare. Lucrarea prezintă o serie de aspecte ale tehnologiei de modificare și turnare, analizează particularitățile formării structurii Fgv la grosimi mari de perete (pînă la 350 mm), urmărește comportarea la oxidare și șoc termic a fontelor obținute, precum și comportarea în exploatare a podurilor de turnare. Consumul specific al acestora s-a situat la nivelul a 59% din cel al podurilor de turnare din fontă cenușie, la nivelul anului 1984.

Urmărind comportarea la oboseală a Fgv, în condițiile modificării fontei cu Modiver MVA 2, lucrarea [3] obține o valoare medie pentru rezistența la oboseală de 165 N/mm² și ajunge la concluzia că acest material poate fi utilizat la producerea de piese pentru prese și turbine.

Perfecționarea tehnologiei de modificare în oală, respectiv utilizarea oalelor de modificare cu bazin și capac, constituie tematica lucrărilor [4], [5] și [6].

Lucrarea [4] prezintă rezultate obținute la Într. Unio Satu-Mare în urma utilizării timp de un an a oalelor de modificare de 1,6 t, cu bazin (procedeu Tundish Cover), la obținerea Fgn, cu următoarele rezultate: eliminarea poluării, reducerea consumului de modificator cu 25%, scăderea temperaturii la modificare fără a depăși 40° C, modificare la 1350 ... 1400° C. Rezultate bune s-au obținut și la I. M. Alba Iulia.

În condiții semiindustriale (I.C.S.I.T.P.S.C.), a fost testată a altă oală de modificare (cu capac, tip ceainic – Tea Pot), evidențiindu-se faptul că față de oala de modificare deschisă (Sandwich) se înregistrează o creștere a gradului de asimilare a magneziului, ceea ce favorizează îmbunătățirea proprietăților mecanice, micșorîndu-se de asemenea pierderile de căldură la modificare [5].

Lucrarea [6] prezintă rezultate obținute la utilizarea oalei de modificare cu bazin la FUPSICh Focșani (Fgn 450–5), în condițiile unei tehnologii de elaborare care permite obținerea unei fontei lichide cu compoziție corespunzătoare, fără aport de FIP.

Influența nodularității grafitului asupra unor proprietăți fizico-mecanice și de turnare a fontelor este urmărită de către lucrarea [7]. Avînd în vedere apariția grafitului vermicular, lucrarea propune reevaluarea problemei gradului de nodularitate a grafitului, în așa fel încît să se valorifice întregul domeniu cuprins între 100% Gv și 100% Gn. În acest sens, se propune definirea Fgv Standard la max. 20% Gn și Fgn Standard la max. 20% Gv dar și posibilitatea extinderii domeniului Fgv pînă la 50% Gn (cu îmbunătățirea proprietăților mecanice) și a Fgn pînă la 50% Gv, cu îmbunătățirea proprietăților fizice (λ) și de turnare (volum retasură).

2. Elaborarea fontelor în cubilou și cuptoare cu inducție

Stadiul actual și perspectivele cubiloului în turnătoriile din R.S.R., cu accent asupra recuperării căldurii din gazele de cubilou, constituie tematica lucrărilor [8, 9], prezentate

de filiala I.C.S.I.T.P.S.C. — Cluj Napoca. Analiza caracteristicilor cubilourilor din R.S.R. scoate în evidență faptul că peste 80% au diametrul sub 1000 mm, în marea lor majoritate fiind cu aer rece, cu un singur rînd de guri de aer, cu o durată mică de funcționare. În aceste condiții, se propune un program de modernizare, care cuprinde în principal adoptarea sistemului de două rînduri de guri de aer, cu redistribuirea acestuia precum și utilizarea recuperatoarelor de căldură. Se preconizează utilizarea recuperatoarelor cu elemente (bile) ceramice cu funcționare reversibilă (gen Cowper), care să asigure o temperatură a aerului de 300 ... ... 350° C, fiind posibilă curățarea periodică a bilelor ceramice. Se are în vedere realizarea unui cubilou complet modernizat, care să constituie un etalon, precum și alte posibilități de reducere a consumului de cocs : insuflarea cocsului mărunt prin gurile de aer, extinderea sistemului duplex, cubilou fără cocs.

Recuperarea cocsului mărunt prin brichetare și utilizarea brichetelor de cocs în cubilou propune lucrarea [10]. Prin autodotare, la I.M. Bacău a fost realizată o instalație ce realizează sortarea, compactizarea și uscarea brichetelor de rocs, utilizate în cubilou în proporție de 10 ...20% din cantitatea totală de cocs consumat, cu bune rezultate.

Aprecieri asupra elaborării fontelor în cuptoare cu inducție în R.S.R. este efectuată de către lucrarea [11], care evidențiază în principal trei probleme : consum ridicat de energie, frecvență mare a unor defecte în piesele turnate, ponderea mare a fontei de furnal în încărcătură. Depășirea consumului specific de energie este datorat insuficientei pregătiri a încărcăturii metalice, întreținerii necorespunzătoare a instalațiilor electrice și conducerii necorespunzătoare a procesului de elaborare. Lucrarea dă mai multe exemple ale corelației Rm = f(Sc), precum și ale frecvenței valorilor coeficientului de normalitate RG, ajungînd la concluzia că în cazul unor corelații slabe crește ponderea defectelor. Se fac o serie de recomandări pentru îmbunătățirea tehnologiei de elaborare în cuptoare cu inducție.

Variația compoziției chimice a fontei, în cuptorul cu inducție, sub acțiunea diferiților factori este urmărită de către lucrarea [12].

Rolul supraîncălzirii și menținerii fontei în cuptoare electrice cu inducție este analizat în funcție de compoziția chimică și de arderi. La întreprinderea „Armătura" — Cluj temperatura de echilibru este de 1410—1440°C. Pentru Fc se adoptă temperatura de supraîncălzire 1450—1480°C ; durata de menținere 10 — 15 min și temperatura de turnare 1380—1410° C ; pentru Fm intervalele : 1500—1550° C, 10 — 15 min și respectiv 1420—1450°C.

3. Fonte rezistente la uzare, utilizate în principal la fabricarea utilajului de măcinare

Un grup de lucrări a urmărit îmbunătățirea rezistenței la uzare a fontelor și a calității pieselor, o atenție deosebită acordîndu-se bilelor pentru morile de ciment.

Un studiu de sinteză privind aliajele recomandate pentru corpurile de măcinare a cimentului este efectuat de către lucrarea [13]. Prima parte a lucrării analizează procesul complex de uzare la care sînt supuse aceste piese, cea de a doua parte urmărind aliajele metalice utilizate. Se arată că cele mai bune rezultate, la o exploatare intensă, se obțin la fontele Cr—Mo, precum și la Cr—V. Se recomandă mai multe modalități de obținere a unor efecte economice, ca urmare a micșorării conținutului de elemente principale de aliere (în special Mo, V) : microalierea cu B, N, Te, Se etc., utilizarea rațională a vitezei de răcire, controlul riguros al tratamentului termic. În acest sens au fost obținute rezultate notabile, prezentate de mai multe lucrări.

Utilizarea azotului la alierea mai multor categorii de fonte, folosite în producția de mașini—unelte, cilindri de laminor și bile pentru morile de ciment, este ilustrată de către lucrarea [14]. Autorul prezintă o tehnologie originală de aliere a fontei cu azot (Brevet R.S.R. nr. 86.470), care se bazează pe introducerea în fonta lichidă a substanțelor (îngrășăminte chimice) în stare vidată. Este efectuată o analiză comparativă a gradului de asimilare a azotului și a formei sub care acesta se găsește în structura fontei, în condițiile mai multor variante de aliere.

Modificarea fontelor albe, înalt aliate cu crom, conduce la o finisare accentuată a structurii, ceea ce contribuie la îmbunătățirea comportării în exploatare [15]. Modificarea se realizează cu materiale ce conțin Ba, Sr, PR, B, Na, Co etc., introduse în trepte în cuptor și oală, realizîndu-se de asemenea o desulfurare și defosforare a fontei în oală, după tehnologii originale. Sînt urmăriți mai mulți factori care influențează gradul de finisare a structurii primare, respectiv proporția de recirculate, viteza de răcire (bf formă), grosimea de perete.

Rezistența la uzare a fontelor poate fi realizată și prin microaliere și tratament termic, așa cum evidențiază lucrarea [16].

Microalierea superficială a pieselor cu bor poate asigura o creștere a rezistenței la uzare a fontelor hipereutectice. Se folosesc vopsele cu bor (criolită + carbură de bor + bentonită sau borax, acid boric și ferobor) : adîncimea stratului microaliat = 1,5—2 mm.

Comportarea la uzare în morile de ciment a unor bile de compoziții diferite constituie subiectul lucrării [17], care urmărește în principal posibilitatea înlocuirii fontelor înalt aliate cu Cr—Mo cu Cr—V.

Sînt urmărite 3 tipuri de fonte, respectiv Cr—Mo, Cr—V_I, Cr—V_{II}, la două fabrici de ciment, trăgîndu-se o serie de concluzii privind comportarea diferită la uzare a bilelor de diferite mărimi, în camerele I și II ale morilor de ciment etc. Se recomandă fonte cu Cr—V, fără Mo, microaliate cu B, Ti.

Se propun două tehnologii de turnare a bilelor pentru morile de ciment : turnarea în forme coji [18] și printr-un sistem ce prevede utilizarea unei singure maselote pentru mai multe piese [19]. Prima lucrare prezintă caracteristicile fontelor înalt aliate utilizate (Cr—Mo) precum și cele ale formelor coji, pe bază de novolac și hexametilentetramină, cu adaos de stearat de calciu și adaosuri izolante. Șirurile de bile sînt amplasate în două variante, respectiv orizontal și vertical, cu alimentarea prin maselote oarbe. Se evidențiază o serie de avantaje ale acestei tehnologii, cum ar fi calitatea deosebită a suprafeței pieselor, scăderea tendinței de fisurare, scăderea rebutului, a consumului de energie, a manoperei pentru curățare (cu 50%), creșterea compactității pieselor, la un preț de cost comparabil. Cea de a doua lucrare se referă în principal la dimensionarea maselotelor și rețelei de turnare (alimentatoare), stabilind modalități de calcul al volumului și înălțimii maselotelor, secțiunea alimentatoarelor etc.

Extinderea experienței fabricării bilelor pentru morile de ciment la morile pentru măcinarea bauxitei propune lucrarea [20]. În condiții de laborator, au fost analizate două tipuri de fonte albe, înalt aliate cu crom, respectiv 23 CrVMo și 26 CrVMo, în stare turnată și tratate termic. Prin studii pe microsonda electronică, a fost urmărită distribuția elementelor de aliere, iar prin analiză metalografică proporția de austenită reziduală, distribuția carburilor, evidențiindu-se posibilitățile finisării acestora. Încercările de duritate și de uzare evidențiază posibilitatea utilizării cu succes a acestor fonte în morile de bauxită.

Controlul nedistructiv, prin metode magnetice, al conținutului de austenită rezidulă și evidențierea defectelor de turnare, în cazul bilelor pentru morile de măcinare, constituie tematica lucrării [21]. Sînt prezentate instalația, procedeul de lucru și rezultatele obținute, ajungîndu-se la concluzia că această metodă prezintă o serie de avantaje : nu necesită pregătiri speciale ale bilelor, durata de determinare este scăzută, la un consum de energie de asemenea scăzut, apărînd posibilitatea automatizării controlului.

Tot o metodă de control nedistructiv, cu utilizarea de curenți turbionari prezintă și lucrarea [22]. Prin măsurări ale amplitudinii semnalului, sînt analizate probe de oțel, fontă cenușie și cu grafit nodular, concluzia lucrării fiind aceea că abateri ale amplitudinii semnalului ilustrează o abatere față de situația normală, fiind deci posibilă prevenirea utilizării unor piese cu defecte interioare.

4. Sinter-turnarea – un nou procedeu de fabricare a pieselor

Două lucrări [23, 24] propun procedeul de sinter-turnare de obținere a pieselor, ca o sinteză a două tehnologii cunoscute, respectiv sinterizarea pulberilor și turnarea de aliaje lichide. Prima lucrare [23] descrie pe larg procedeul, care constă din două faze : turnarea liberă a unor pulberi într-o formă metalică, urmată de turnarea aliajului lichid, cu rol de liant, care înglobează aceste pulberi. Sînt analizați principalii factori de influență a procesului de infiltrare a liantului și de interacțiune pulberi-liant, evidențiindu-se multiplele avantaje ale acestui procedeu.

Cea de a doua lucrare [24] prezintă un exemplu de utilizare a acestui procedeu, la fabricarea sculelor de foraj cu diamante. Experiențele efectuate concluzionează că un liant din sistemul Cu – Sn – Mn – Ni dă bune rezultate. Analiza structurală efectuată pune în evidență prezența unor granule WC cu strat superficial de difuzie și a unor particule de W în masa de liant. Durități de 18 ... 52 HRC și uzuri de 50 .. 800 daj/mm² satisfac condițiile impuse sculelor de foraj cu diamante.

5. Piese de înaltă performanță

Mai multe lucrări prezintă o serie de realizări în fabricarea unor piese cu performanțe ridicate în exploatare.

Lucrările [25, 26] se referă la piese pentru autoturismele Dacia, cărora li se impun condiții de maximă siguranță în exploatare.

Astfel, se prezintă rezultatele obținute în fabricarea pompelor și cilindrilor de frînă [25], din fontă cenușie feritică, cu grafit interdendritic (tip D). În vederea obținerii acestui tip de grafit, autorii propun supraîncălziri avansate ale fontei lichide, elaborată în cuptoare cu inducție sau în sistem duplex cubilou cuptor cu inducție cu canal, cu o modificare slabă cu FeSi 75. Proporția de ferită se asigură prin tratament termic.

Cel de al doilea tip de piesă (furca etrier pentru Dacia 1300) este realizat din Fgn 500 – 7 [26]. Lucrarea prezintă pe larg tehnologia de fabricare, insistîndu-se în mod deosebit asupra controlului foarte strict la care sînt supuse aceste piese.

Cămășile de cilindru cu diametrul de 228 – 900 mm pentru motoare de nave Diesel cu puteri de 1250 – 30.000 CP se obțin la I.C.M. – Reșița prin folosirea unor tehnologii de formare-turnare îmbunătățite : amestecuri diferite în zone diferite ale pieselor ; încastrarea la turnare a unor țevi de cămăși cu O peste 500 mm ; alimentarea directă cu bazin inelar intermediar ; viteze mari de turnare de 20 t/min [27].

Carcasele din Fgn și Fc pentru turbosuflantele motoarelor Diesel navale (carcase de admisie, carcasa lagăr, carcasă spirală) impun folosirea unor elemente tehnologice particulare ca de exemplu bazin mare de turnare cu dop și diafragmă ; pastile pentru procesul de postmodificare ; filtru pentru zgură montat în canalele orizontale de curgere ; alimentatoare tip izvor la flanșele exterioare și interioare ; alimentatoare evazate ; răcitori și maselote oarbe la nodurile termice ; miezuri cu vîrf la maselotele oarbe ; vopsele speciale [28].

Cilindrii tip Pilger pentru obținerea țevilor laminate cu diametrul pînă la 540 mm fabricate la I.M. Aiud se obțin în forme combinate : fusul inferior în cochile căptușite ; tăblia și fusul superior în forme din amestecuri [29].

Cilindrii de laminor mari, bimetalici pentru laminoarele de tablă (cu diametrul între 750 și 1150 mm) sînt obținuți la C.U.G. – Iași din fontă elaborată în cuptoare cu inducție.

Se analizează tehnologia de elaborare a fontelor, precum și trei tehnologii de turnare (prin spălare, cu dop glisant și centrifugare) [30].

Tuburile cu diametrul exterior 210 mm și grosimea peretelui de 30 mm, cu lungimea de 1300 mm, obținute prin turnarea centrifugă a oțelului austenitic după tratament termic de omogenizare, posedă caracteristicile mecanice prescrise [31].

Semifabricatele turnate din Fgn prin deformare ulterioară la cald (la grade de deformare de 30 – 50 %) posedă caracteristici mecanice superioare [32]. Prin matrițarea la cald a semifabricatelor turnate din fontă cu grafit nodular, pot fi obținute astfel de caracteristici încît poate fi folosită în locul oțelului (de ex. arborele cotit pentru compresoare), alamei (de ex. fitinguri) și bronzului (de ex. furca de viteză) [33].

Cadrele laterale ale boghiurilor de vagoane pot fi testate pe cale nedistructivă din punct de vedere al nivelului tensiunilor remanente ; se prezintă metode industriale de testare [34].

6. Elaborarea și turnarea oțelului

Microalierea oțelului cu conținut de 0,50 % C cu 0,05 – 0,4 % Ti (prin introducerea FeTi 75 în baia de oțel) determină creșterea raportului Rc/Rm, precum și a valorilor A și Z [35].

Tehnica actuală poate efectua introducerea prin injecție în baia de oțel a diferitelor adaosuri (pentru carburare, aliere cu azot, dezoxidare și desulfurare etc.). Injectarea CaO și a Mg determină o desulfurare și dezoxidare avansată a oțelurilor, iar injectarea Na_2CO_3, desulfurarea și defosforarea fontelor [36].

Rezultate bune se obțin în ceea ce privește dezoxidarea, folosind dezoxidanți – complecși din sisemul Fe – Si – Ca – Mg – Ba produși la I.C.S.I.T.P.S.C. [37].

Problema importantă a reducerii consumului de energie electrică la elaborarea oțelurilor în cuptoarele cu arc este tratată prin prisma îmbunătățirii operațiilor de pregătire a fierului vechi ; folosirii oxigenului în perioada de topire ; folosirii arzătoarelor cu păcură și oxigen pentru preîncălzirea încărcăturii ; folosirii transformatoarelor de mare putere, precum și a operației de afinare fără minereu (prin introducerea electrozilor de grafit în baia de oțel) [38].

Folosirea arzătoarelor oxicombustibil pentru topirea porțiunilor încă netopite ale încărcăturii poate conduce la economii de 80 – 139 kWh/t (scurtarea duratei de topire cu 20 % – 35 %) [39].

Retopirea electrică sub zgură a deșeurilor din oțel aliat (matrițe din oțel VCW 85 scoase din uz, scule uzate din oțel Rp3) poate fi folosită pentru obținerea de lingouri pentru scule cu caracteristici superioare [40].

Piese din oțel de înaltă calitate (compactitate, caracteristici mecanice superioare) pot fi obținute prin aplicarea procedeului de turnare a aliajului în baia de zgură în forme metalice. Procedeul constă din două etape : elaborarea cu topire electrică sub zgură și turnarea oțelului lichid rezultat în forma metalică ; zgura joacă un rol de garnisaj pentru peretele formei metalice [41].

Folosirea arcului electric (transformator 1000 A, electrozi din grafit O 125 mm) pentru încălzirea aliajului lichid din maselote în cazul cilindrilor de laminor turnați din fontă (O 750 × 1740 mm) conduce la obținerea unor piese cu compactitate mai mare [42].

În lucrarea [43] se prezintă o schemă logică de proces pentru operațiile efectuate în turnătorii, care sistematizează principalele zece etape de proces.

Domeniul de aplicare a schemei este foarte larg : clarifică relația dintre teorie și practică, ușurează proiectarea de investiții noi și realizarea de modernizări, diagnosticarea cauzelor defectelor pieselor turnate, precum și programarea de cercetări.

Dr. ing. *I. Riposan*
prof. dr. ing. *L. Sofroni*

LISTA LUCRĂRILOR PREZENTATE (I)

(La a IX-a Conferință națională de turnătorie)

1. *Ripoșan, I., Chișamera, M., Dinescu, L., Boghici, M., Mitrofan, A.* — **Stadiul actual al cunoașterii, producerii și utilizării fontei cu grafit vermicular în R. S. România.**
2. *Ripoșan, I., Mitrofan, A., Deceanu, P., Mureșan, A., Drașoveanu, I., Chișamera, M.* — **Fabricarea lingotierelor și podurilor de turnare mari din fontă cu grafit vermicular.**
3. *Abrudan, D., Dan, V., Zirbo, Gh., Dragoș, E. ,Nagy, E.* — **Unele considerații privind comportarea fontei cu grafit vermicular la încercarea la oboseală.**
4. *Ripoșan, I., Chișamera, M., Kapuși, C., Buteanu, I., Mitrofan, A., Mureșan, A.* — **Oala de modificare acoperită, cu bazin, o soluție eficientă și nepoluantă pentru obținerea fontelor cu grafit nodular și vermicular.**
5. *Dinescu, L., Tărășescu, M., Patraș, V.* — **Oală de modificare cu capac, o soluție simplă și eficientă, nepoluantă, pentru turnătoriile de fontă.**
6. *Cosneanu, C., Simionescu, G.* — **Producerea fontelor cu grafit nodular marca 450—5 în oale de modificare cu capac tip bazin.**
7. *Ripoșan, I., Chișamera, M., Boghici, M., Cibian, S., Ștefan, L., Dinescu, L.* — **Influența nodularității grafitului asupra proprietăților fontelor modificate.**
8. *Mănescu, I., Gribovski, D.* — **Stadiul actual și perspectivele cubiloului în turnătoriile din R.S.R.**
9. *Mănescu, I., Guandl, F.* — **Recuperarea secundară a căldurii din gazele de cubilou.**
10. *Matei, R., Bercovici, B., Adam, N., Saveie, C., Oprișan, M., Cruceru, D.* — **Tehnologie și instalație de briehetat praf de coes (granulație 5—40 mm) în vederea folosirii acestuia la topirea fontei în cubilou.**
11. *Cosneanu, C., Marchuson, I., Boghici, M., Cibian, S., Mitrofan, A.* — **Unele aprecieri asupra topirii fontelor în cuptoarele electrice cu inducție .**
12. *Topan, Gh., Zirbo, Gh.* — **Influența menținerii în stare lichidă, în creuzetul cuptorului cu inducție, asupra proprietăților fizico-mecanice și structurale ale fontelor.**
13. *Zubac, V., Zirbo, Gh., Dragoș, E., Topan, G., Rusu, T., Aburdan, D , Dan, V.* — **Studiu de sinteză privind cele mai optime tipuri de aliaje recomandate pentru turnarea corpurilor de măcinat ciment.**
14. *Chira, I.* — **Posibilități de utilizare ale azotului ca element de aliere pentru fontele turnate.**
15. *Szocs, Ecaterina, Szocs, S., Papp ,J., Ehrman, H.* — **Contribuții la modificarea fontelor albe.**
16. *Zirbo, G., Rusu, R., Iancău, V., Rusu, T., Nagy, E., Dan, V.* — **Unele aspecte privind mărirea rezistenței la uzură a pieselor turnate din aliaje feroase, prin microalierе și tratament termic.**
17. *Gheorghiu, D., Velișcu, C., Braia, V., Grigore, G., Dănilă, N.* — **Determinări comparative de uzură a unor bile cu compoziții diferite în morile de ciment.**
18. *Abrudan, D., Dan, V., Birliga, O., Zirbo, Gh., Dragoș, E., Rusu, T., Sas, G., Soporan, V.* — **Turnarea în forme coji a corpurilor de măcinat ciment.**
19. *Gheorghiu, D., Grigore, G., Ghinea, G.* — **Maselote oarbe cu presiune atmosferică și rețele de turnare folosite la turnarea fontei înalt aliate pentru corpuri de măcinare și blindaje.**
20. *Dumitrescu, C., Albiță, G., Brânzan, A., Mihalcea, E., Para, E.* — **Corpuri de măcinare destinate echipării morilor de măcinat bauxită.**
21. *Gheorghiu, D., Duca, M., Colțun, D., Dumbravă, D.* — **Metodă nedistructivă de determinare limitativă a austenitei reziduale și a unor defecte de turnare, pe cale magnetică, pentru bile din fontă înalt aliate cu crom.**
22. *Andrei, E., Cojocaru, V., Mihăescu, C.* — **Studiul variațiilor de structură a oțelurilor și fontelor la piese turnate tratate și netratate termic, utilizînd curenți turbionari.**
23. *Constantinescu, V., Topan, D., Orban, R. L.* — **Sinterturnarea — metodă de fabricare a pieselor din aliaje greu prelucrabile prin tehnologii clasice.**
24. *Constantinescu, V., Orban, R. L., Firănescu, M., Topan, D., Coman, S.* — **Asupra proprietăților unor aliaje speciale utilizate ca lianți metalici la sinterturnare.**
25. *Geaglă, A., Tomulescu, N.* — **Elaborarea fontei pentru pompe și cilindri de frînă, piese cu masă metalică feritică și grafit de subrăcire.**
26. *Geaglă, A., Tomulescu, N.* — **Tehnologia de turnare și control a furcii etrier Dacia 1300.**
27. *Sora, T., Jivan, I.* — **Aspecte ale tehnicii de execuție a cămășilor de cilindru pentru motoare Diesel de putere mare, turnate din fontă antifricțiune, modificate în formă.**
28. *Tațeău, G., Stoica, I.* — **Aspecte legate de asimilarea fabricației carcaselor din fontă cenușie și fontă cu grafit nodular, aferente turbosuflantelor ce echipează motoarele navale din fabricația I.C.M. Reșița.**
29. *Oniga, C., Lupșan, H., Bogdan, M., Popa, O., Popa, V., Iancău, N.* — **Asimilarea turnării cilindrilor de laminor de tip PILGER din oțel marca T30MoCrNi14.**
30. *Cosneanu, C., Belzö, O., Fifirig, G., Monor, L., Schönberger, F., Sofroni, L.* — **Aprecieri comparative privind turnarea cilindrilor din fontă pentru laminoarele de produse plate.**
31. *Drăgulin, M., Axinte, E., Tărășescu, M., Licurici, M., Vasiloiu, A., Savin, I.* — **Considerații privind realizarea prin turnare centrifugală a tuburilor din oțel inoxidabil cu carbon scăzut, cu aplicații în domeniul componentelor CNE.**
32. *Dragoș, E., Drăgan, I., Zirbo, G.* — **Unele aspecte privind influența deformării la cald a semifabricatelor turnate din fontă cu grafit nodular asupra procesului de feritizare.**
33. *Dragoș, E., Topan, G., Topan, Gh.* — **Unele aspecte privind îmbunătățirea calității semifabricatelor turnate prin matrițare la cald.**
34. *Păstrăv, I., Zirbo, G., Bejan, M., Dragoș, E., Dan, V.* — **Tensiuni remanente în cadrele boghiurilor de vagoane.**
35. *Cojocaru, V., Andrei, C.* — **Implicațiile microalierii cu titan asupra proprietăților și microstructurii oțelurilor obișnuite de turnătorie.**
36. *Brabie, V., Toboc, P., Neagu, G.* — **Tratamentul de injecție în oală, mijloc de îmbunătățire a calității oțelurilor și fontelor de turnătorie.**
37. *Licurici, M., Schuster, S., Radu, G.* — **Folosirea dezoxidanților — modificatori la elaborarea oțelurilor carbon și slab aliate turnate în piese și lingouri.**
38. *Buzilă, S.* — **Reducerea consumului de energie la elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu arc.**
39. *Biriș, I., Zirbo, G., Sas, G., Soporan, V., Lechene, T.* — **Reducerea consumului de energie la cuptoarele electrice cu arc prin încălzirea suplimentară cu oxicombustibil.**
40. *Greavu, N., Popa, N., Hrapunova, A., Bădoi, R., Răducanu, A.* — **Valorificarea prin procedeul REZ a deșeurilor din oțelurile înalt aliate.**
41. *Cosneanu, C., Greavu, N., Popa, N., Hrapunova, A., Bădoi, R.* — **Turnarea pieselor fasonate din oțeluri retopite electric în baie de zgură.**
42. *Belzö, O., Cosneanu, C., Greavu, N., Popa, N., Schönberger, F.* — **Dispozitiv pentru menținerea în stare lichidă a aliajelor din maselotele pieselor și lingourilor turnate.**
43. *Vincenz, C., Chiorean, S.* — **Drumul logic tehnologic și schemele logice de etapă în tehnologia obținerii pieselor turnate.**

SIMPOZIONUL ŞI CONSFĂTUIREA ÎN DOMENIUL MECANO—ENERGETIC DIN METALURGIE

În vederea promovării rezultatelor pozitive obţinute în domeniul recuperării resurselor energetice secundare, asimilării unor piese, subansambluri şi echipamente de complexitate ridicată, acţiunii de modernizare şi automatizare a unor instalaţii şi linii complexe de fabricaţie, recondiţionării unor piese pe baza tehnologiilor cu eficienţă ridicată şi în scopul analizării modului de aducere la îndeplinire a sarcinilor de plan pe 1985 şi pregătirii anului 1986, prin coordonarea M.I.M., în zilele de 10—12 septembrie 1985, la Combinatul metalurgic — Cîmpia Turzii, a avut loc un simpozion urmat de o consfătuire, la care au participat factori responsabili din centrale, combinate, întreprinderi şi institute de cercetare-proiectare din sistemul metalurgic, precum şi colaboratori din organele centrale de sinteză, din economie şi învăţămîntul superior.

În cadrul simpozionului, au fost prezentate 30 de referate cu caracter specific, din realizările prestigioase obţinute în metalurgie, care au prezentat un interes major pentru clarificarea şi adaptarea lor în unităţile reprezentate.

Se enumeră cîteva dintre referatele ce au abordat teme de interes general, circumscris deziderateloor imediate ale metalurgiei, cum ar fi :

— Coordonate în creşterea activităţii de integrare a unităţilor metalurgice cu piese şi subansambluri de schimb. Sarcini prioritare pe linia recondiţionărilor.

— Aplicaţii ale tribologiei moderne în metalurgie.

— Modernizarea cuptorului electric cu arc de mare capacitate.

— Materiale şi metode productive pentru recondiţionarea cilindrilor de laminor prin sudare sub strat de flux.

— Detensionarea prin vibrare a pieselor şi subansamblurilor de schimb, a utilajelor metalurgice.

— Prelucrarea materialelor dure prin metode criogenice.

— Posibilităţi de tratament prin nitrurare ionică a pieselor şi utilajelor metalurgice.

— Recuperarea avansată a căldurii gazelor arse la cuptoarele metalurgice.

— Posibilităţi de utilizare a calculatorului electronic în activitatea mecano-energetică.

În cadrul dialogurilor purtate pe marginea referatelor, s-a încercat clarificarea unor probleme cu care sînt confruntate combinatele şi întreprinderile metalurgice. Au fost reţinute unele probleme principale care vor trebui analizate în viitor, după cum urmează :

— reconsiderarea metodologiei de inventariere a resurselor energetice secundare. Posibilităţi maxime de utilizare a instalaţiilor prin care se propagă resursele ;

— stabilirea consumurilor specifice energetice, în funcţie de calitatea materiei prime şi de parametrii instalaţiilor metalurgice ;

— reactualizarea metodologiei de determinare a bilanţurilor energetice ;

— organizarea activităţii de recuperare şi valorificare a uleiurilor şi unsorilor uzate, în cadrul fiecărei unităţi metalurgice. Sînt necesare intervenţii la organele de sinteză şi la alte ministere economice în vederea asimilării şi producerii garniturilor, uleiurilor şi unsorilor brevetate de C. S. Galaţi ;

— inventarierea utilajelor, instalaţiilor şi maşinilor-unelte neutilizate sau cu indice de utilizare scăzut în vederea redistribuirii sau încărcării eficiente ;

— reactualizarea studiilor privind depoluarea şi noxele în unităţile metalurgice şi adaptarea instalaţiilor deja realizate în unităţile economice ;

— pentru reparaţiile capitale, este necesară inventarierea utilajelor care îndeplinesc condiţii normale şi interzicerea utilizării pieselor şi subansamblurilor de schimb vechi care nu au fost testate din punct de vedere al siguranţei în exploatare ;

— îmbunătăţirea instalaţiilor de dezgheţare, necesare în depozitele de materii prime ;

— documentaţia de execuţie pentru utilajele şi instalaţiile de bază pentru reparaţiile mari trebuie să fie realizată în colaborare cu institutele de cercetare — proiectare, care vor avea în vedere modernizări, automatizări şi îmbunătăţirea parametrilor ;

— finalizarea acţiunii de îmbunătăţire şi actualizare a normativelor tehnice pentru repararea fondurilor fixe din coordonarea M.I.M. ;

— programarea pe calculatorul electronic, după modelul C.M.Cîmpia Turzii, a activităţii mecano-energetice ;

— sprijinirea unităţilor metalurgice în realizarea activităţii de recondiţionare, prin asigurarea cu materii prime şi materiale, precum şi cu dotările specifice.

Lucrările consfătuirii au pornit în principal de la stadiul actual în care se găseşte activitatea mecano-energetică, comparabilă cu sarcinile strategiei economice promovate de partid şi de stat de asigurare şi creştere a bazei de metal a ţării, ca o condiţie pentru dezvoltarea şi progresul tehnic al tuturor ramurilor economiei naţionale.

Necesarul de piese de schimb din metalurgie este de cca 8 kg/t de oţel produs, cifră ce se înscrie între cele mai bune rezultate obţinute în ţările membre ale C.A.E.R.

În ceea ce priveşte gradul de integrare în cadrul ramurii, ponderea pieselor şi subansamblurilor de schimb realizate prin forţe proprii a crescut de la 60% în anul 1975 la cca 80 % în anul 1984 şi se preconizează ca, pînă în anul 1990, ea să ajungă la 90 %.

Paralel, a crescut şi valoarea volumului de recondiţionări din totalul necesarului de piese de asigurat, de la cca 17 % în anul 1975 la cca 32 % în anul 1984 şi va ajunge la peste 40 % în anul 1990.

Prin consfătuirea ţinută, precum şi prin trecerea la materializarea problemelor desprinse, se va crea posibilitatea de asigurare a mersului continuu şi în regim optim al utilajelor şi instalaţiilor metalurgice, de realizare a normelor de consum termoenergetice şi a sarcinilor de producţie metalurgică.

Ing. *N. Vachniuc*

RECENZIE

ŞESTOPAL, V. M., SUMIHIN, V. S., BURMAN, P.N., ZAHARCENKO, E. V. Liteinoe proizvodstvo za rubejom (*Producţia de piese turnate în lume*). Kiev, Naukova Dumka, 1983, 264 pag., 19 fig., 87 tabele, 237 surse bibliografice

Lucrarea, realizată în cadrul Institutului de turnătorie Kiev, îşi propune să ilustreze bazele stabilirii necesarului optim de piese, în strînsă corelaţie cu resursele materiale şi energetice, optimizarea structurii producţiei de piese turnate pe tipuri de aliaje şi metode de formare, alegerea căilor de dezvoltare a tehnologiilor de turnare, stabilirea potenţialului tehnic, toate acestea pe baza unei analize aprofundate a stadiului actual şi a tendinţelor de dezvoltare pe plan mondial.

Lucrarea este structurată pe două părţi. În prima parte, sînt sistematizate date din practica mondială privind volumul, structura producţiei de piese turnate pe tipuri de aliaje, structura turnătoriilor, capacităţi, investiţii, număr de muncitori şi productivitatea muncii, resursele de materii prime şi energetice pentru 30 de ani. Se acordă o atenţie deosebită procedeelor moderne de producţie, în corelaţie cu aspectele economice şi ecologice, se au în vedere condiţiile de muncă etc. Este analizată producţia mondială de piese turnate, insistîndu-se însă asupra situaţiei din şase ţări capitaliste dezvoltate : S.U.A., Anglia, R.F.G., Franţa, Japonia, Italia.

Intitulată „Stadiul actual şi tendinţele dezvoltării producţiei de piese turnate", prima parte a lucrării cuprinde patru capitole : *I*) Volumul şi structura producţiei de piese turnate, pe tipuri de aliaje. *II*) Aspectele tehnico-economice ale dezvoltării turnătoriilor. *III*) Procedee moderne de obţinere a pieselor. *IV*) Aspecte organizatorice şi ecologice ale dezvoltării turnătoriilor.

În cadrul primului capitol, este efectuată o analiză a perioadei 1950—1980, dar cu preponderenţă deceniul 1970—1980, cu luarea în considerare a celor 6 ţări amintite anterior. La o producţie mondială (1980) de circa 80,0 mil. t, cele 6 ţări contribuie cu 40,8% (o scădere faţă de 1970—52,5%). Pentru ultimul deceniu, se înregistrează practic o scădere a producţiei de piese, cu excepţia unor creşteri în perioada 1973—1974, acest fenomen fiind analizat pe larg.

Costul pieselor turnate creşte continuu în această perioadă. De exemplu, în S.U.A., de la 480 dol./t în 1961 la 1 347 dol/t în 1979, acest lucru fiind pus atît pe seama costului de producţie, cît şi al calităţii mereu mai bune a pieselor produse.

În ceea ce priveşte tipurile de aliaje, pentru ţările capitaliste, în 1980, situaţia a fost următoarea : 92,80% aliaje feroase (77,50% fontă şi 15,30% oţel) şi 7,20% neferoase. Se remarcă o pondere scăzută a pieselor de oţel (60% Italia, 5,70 % R.F.G., 8,0% Franţa, 8,15% Anglia, 10% Japonia, 12,30% S.U.A.), precum şi creşterea continuă a ponderii neferoaselor, pentru cele 6 ţări fiind între limitele 6,75% (Anglia) şi 18,60% (Italia), singura peste 11%.

De fapt, raportul între aliajele feroase şi cele neferoase a scăzut de la 25 (1950) la 15 (1960), 12 (1970), în prezent fiind de 9—10. Totuşi raportul de cost neferoase/feroase creşte continuu. Astfel în S.U.A. acest raport a crescut de la 1,8 (1971) la 2,3 (1977). În aceeaşi ţară, oţelul este mai scump de 2,1 ori, iar Fm de 1,80 ori decît fonta cenuşie şi Fgn (la un loc).

În ceea ce priveşte structura producţiei de fontă (60,0 mil. t — 1980) se remarcă : scăderea ponderii fontei cenuşii (cu 8—9% anual în S.U.A., Japonia, R.F.G.), scăderea ponderii Fm (cu mici excepţii) şi creşterea accentuată a producţiei de Fgn (7,5 mil. t în 1980), care reprezintă în prezent 15—20% din totalul pieselor turnate sau 20—25% din fontă.

Ponderea mondială este 77,5% fontă, din care, 64,5% Fc ; 3,5% Fm şi 9,5% Fgn.

În ceea ce priveşte oţelul (12,0 mil. t 1980), ponderea pe plan mondial este de 6—11%, remarcîndu-se două tendinţe : de scădere a ponderii (majoritatea ţărilor) sau de creştere ori păstrare la cote mai mari (ţările la care în prezent se dezvoltă transportul feroviar — S.U.A.). Raportul oţel carbon/oţel aliat este de 67 : 33 în S.U.A şi 60 : 40 în Japonia, cu tendinţa generală de creştere a ponderii oţelurilor slab aliate, de înaltă rezistenţă.

Producţia de aliaje neferoase a fost de 6,0 mil. t (1980), faţă de 4,4 mil. în 1970, cu un ritm de creştere dublu faţă de cel al aliajelor feroase. Structura producţiei mondiale este : 7,2% total, din care 4,5% pe bază de Al, 1,0% Cu, 0,6% Zn, 0,1% Mg şi 1,0% alte aliaje.

Pentru toate tipurile de aliaje, sînt analizate implicaţiile tehnico-economice şi energetice, tendinţele generale şi particulare de dezvoltare, costurile comparative, tehnologiile de formare-turnare specifice etc.

În cadrul capitolului II, se remarcă tendinţa de trecere spre turnătorii foarte mari, de eliminare a turnătoriilor mici. Astfel, în Anglia, în perioada 1962—1980 numărul turnătoriilor a scăzut de la 1502 la 650, în R.F.G. de la 872 la 600 (1968—1980), în Japonia de la 3 253 la 1 846 (1969—1979) etc. Cu toate acestea, numărul turnătoriilor cu pînă la 50 muncitori reprezintă încă 40—60%.

Sînt interesante datele comparative privind tehnologiile de formare utilizate în diferite ţări avansate. De exemplu, în R.F.G. 67% din întreprinderi utilizează amestecuri cu întărire la rece, 13% cu întărire la cald, 11% cu ciment şi 15% cu silicat de sodiu.

Răşinile furanice şi fenolice sînt prezente în 83% din secţiile de miezuire, silicatul de sodiu în 78%, cold-box în 49%, Kroning în 44%, o turnătorie utilizînd în medie 3—4 procedee de obţinere a miezurilor.

Analiza politicii de investiţii pe plan mondial scoate în evidenţă preocupările generale de modernizare a turnătoriilor. Astfel, în S.U.A., în perioada 1957—1978 investiţiile au crescut de şapte ori, cu o medie de 1 mild. dolari/an, dar din acestea doar 30% au fost utilizate la construcţii şi reconstrucţii, 70% fiind destinate maşinilor şi utilajelor. În prezent, în S.U.A. 80% din întreprinderi au planificate investiţii pentru noi utilaje, 16% pentru dezvoltarea producţiei şi numai 4% pentru noi construcţii.

Este efectuată o analiză detaliată a productivităţii muncii, care reprezintă în medie, în prezent : S.U.A. — 45 t/om. an ; Japonia—55—65 t/om·an ; R.F.G.—30—33 t/om. an ; Anglia — 25 t/om.an ; Franţa 30—32 t/om.an. Sînt urmărite în principal influenţele capacităţilor turnătoriilor, tipul aliajului, condiţiile de muncă, numărul de ore de lucru, gradul de mecanizare.

În toate ţările, se derulează programe care urmăresc creşterea productivităţii muncii (în S.U.A., în 1973, au fost 173 programe, în valoare de 3 mld. dolari). În R.F.G., în ultimii 10 ani productivitatea muncii a crescut cu 35% (în turnătoriile de aliaje feroase cu 70%), în Japonia cu 50% etc. În Anglia, pentru 1 t piesă fontă, se consumă 40—80 h. om (30—50 h. om în construcţia de automobile) şi 80—160 h. om în producţia de oţel. O atenţie deosebită este acordată pregătirii forţei de muncă şi în principal a muncitorilor de înaltă calificare pentru conducerea utilajelor moderne sau pentru întreţinerea lor (în ultimii 10 ani, în S.U.A. personalul de întreţinere a crescut cu 60%).

Analiza structurii producţiei de utilaje tehnologice evidenţiază faptul că în toate ţările se manifestă preocupări pentru modernizări continue ca şi pentru automatizarea proceselor.

Tehnologiile moderne de fabricare a pieselor turnate constituie tematica capitolului III. Sînt analizate principalele tehnologii de formare şi miezuire, procedeele speciale de turnare, propunîndu-se modalităţi de apreciere globală a eficienţei acestor tehnologii, pe baza unui punctaj, care duce la un factor complex de eficacitate, ce conţine 10 componente.

Capitolul IV se referă la organizarea şi la aspectele ecologice ale producţiei de piese turnate. O atenţie deosebită este acordată protecţiei muncii şi asigurării unor condiţii de muncă îmbunătăţite, realizîndu-se o analiză critică a tehnologiilor care contribuie la mărirea ponderii bolilor profe-

sionale (rășinile furanice), precum și a investițiilor necesare în acest domeniu. Alte aspecte urmărite : pregătirea cadrelor, informația științifică, tendințe de dezvoltare a turnătoriilor.

Cea de a doua parte a lucrării (capitolele V, VI, VII, VIII) se referă la potențialul tehnic și problematica producerii pieselor cu proprietăți de exploatare ridicate din oțeluri aliate, aliaje de titan și fonte cu grafit nodular.

Capitolul V are ca temă analiza diferitelor probleme care conduc la atingerea unei înalte eficiențe a fabricării pieselor prin turnare. Este analizat stadiul actual al producției de piese turnate de înaltă calitate și potențialul în perspectivă, funcțiile și metodele de control al calității, condițiile tehnice necesare.

Diferite aspecte ale producerii pieselor din oțel aliat, cu caracteristici de rezistență și plasticitate ridicată constituie tematica capitolului VI. Sînt analizate proprietățile oțelului în piese, tehnologiile de topire și rafinare, principalele defecte și mijloacele de prevenire și remaniere.

Piesele din titan și aliaje de titan sînt analizate în capitolul VII. Sînt urmărite tehnologiile specifice de elaborare și turnare, materialele de formare și metodele de confecționare a formelor, proprietățile aliajelor de titan și mijloacele de îmbunătățire a acestora.

Capitolul VIII se referă la producția de piese din fontă cu grafit nodular. Este analizat pe larg stadiul actual al utilizării acestui material. De asemenea, este efectuată o analiză aprofundată a tehnologiilor de fabricare cu referiri concrete la compoziția chimică, agregate de elaborare, tehnologii de desulfurare, modificare și postmodificare, controlul calității.

Lucrarea recenzată are o valoare deosebită, avînd meritul de a efectua o analiză critică a tehnologiilor de fabricare a pieselor turnate în cele mai dezvoltate țări din lume, din punct de vedere industrial. Se apreciază că această lucrare este deosebit de utilă tuturor celor care lucrează în acest domeniu (proiectare-cercetare-producție), turnătoriile din R. S. România găsindu-se în prezent într-un plin proces de modernizare.

Dr. ing. *I. Riposan*

IPROMET ROMANIA'S IRON AND STEEL INDUSTRY GENERAL ENGINEERING INSTITUTE, DELIVERS THE FOLLOWING TECHNICAL INFORMATION AND ENGINEERING SERVICES FOR DOMESTIC AND FOREIGN CUSTOMERS:

IPROMET

- Feasibility studies and basic engineering for integrated iron and steelworks
- Civil and structural engineering
- Process and system engineering
- Detail manufacturing drawings
- Technical assistance for erection, no-load and on-load tests, commissioning

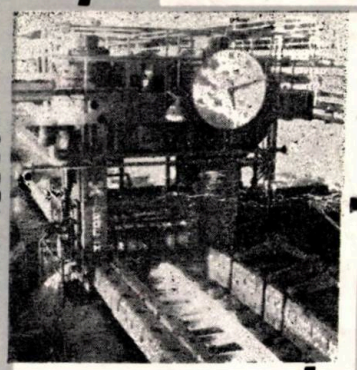
Ipromet issues engineering documents, drawn up based on the institute's own design, for the following metallurgical units:

- Raw materials storage yards with a handling capacity of 15 million tons/year
- 50-500 m^2 sinter plants
- 700-3500 m^3 blast-furnaces
- B.O.F. steel plants with 180-ton converters
- Electric steel plants with 20-ton, 50-ton and 100-ton electric furnaces
- Coke-oven plants of 250-850 thousand tons of metallurgical coke/year
- Electrode plants with a capacity of 30-60 thousand tons/year
- Acid, neutral and basic refractory plants with various outputs

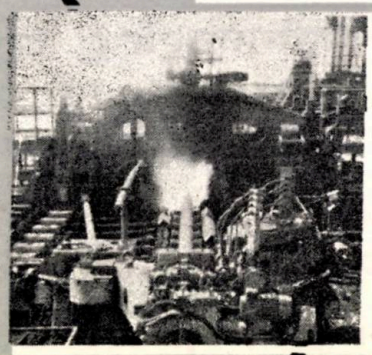
IPROLAM

ELABOREAZĂ DOCUMENTAȚII PENTRU LAMINOARE ȘI TRĂGĂTORII PE BAZA TEHNOLOGIILOR PROPRII ÎN DOMENIUL

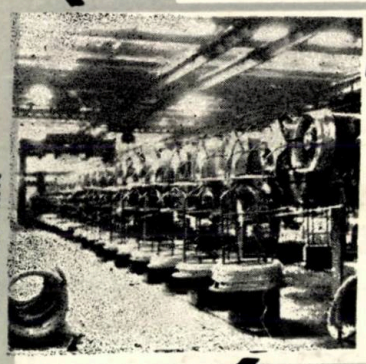
• PLATELOR



• PROFILELOR



• ȚEVILOR



• SÎRMELOR TRASE ȘI PRODUSELOR DIN SÎRMĂ

● PRODUSE DIN OȚEL ȘI METALE NEFEROASE

DUPĂ 25 DE ANI DE EXPERIENȚĂ

ASIGURĂ:

- PROIECTAREA DETALIILOR DE EXECUȚIE PENTRU CONSTRUCȚII, FUNDAȚII UTILAJE, ÎNSTALAȚII, ECHIPAMENTE.
- ASISTENȚĂ TEHNICĂ LA MONTAJ, REGLAJ ȘI PUNERE ÎN FUNCȚIUNE.
- ASISTENȚĂ TEHNICĂ ÎN EXPLOATARE PENTRU ÎMBUNĂTĂȚIREA PERFORMANȚELOR TEHNICE ȘI CREȘTEREA CALITĂȚII PRODUSELOR.
- CONDUCEREA AUTOMATĂ A PROCESELOR TEHNOLOGICE CU AJUTORUL CALCULATORULUI
- ÎNTOCMIREA DE STUDII DE FEZABILITATE
- ENGINEERING
- CONSULTING

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICA PENTRU PROIECTAREA DE SECȚII ȘI UZINE DE LAMINARE

BUCUREȘTI 2, NEGUSTORI 23-25, TELEX 10757, TELEFON 16 70 10